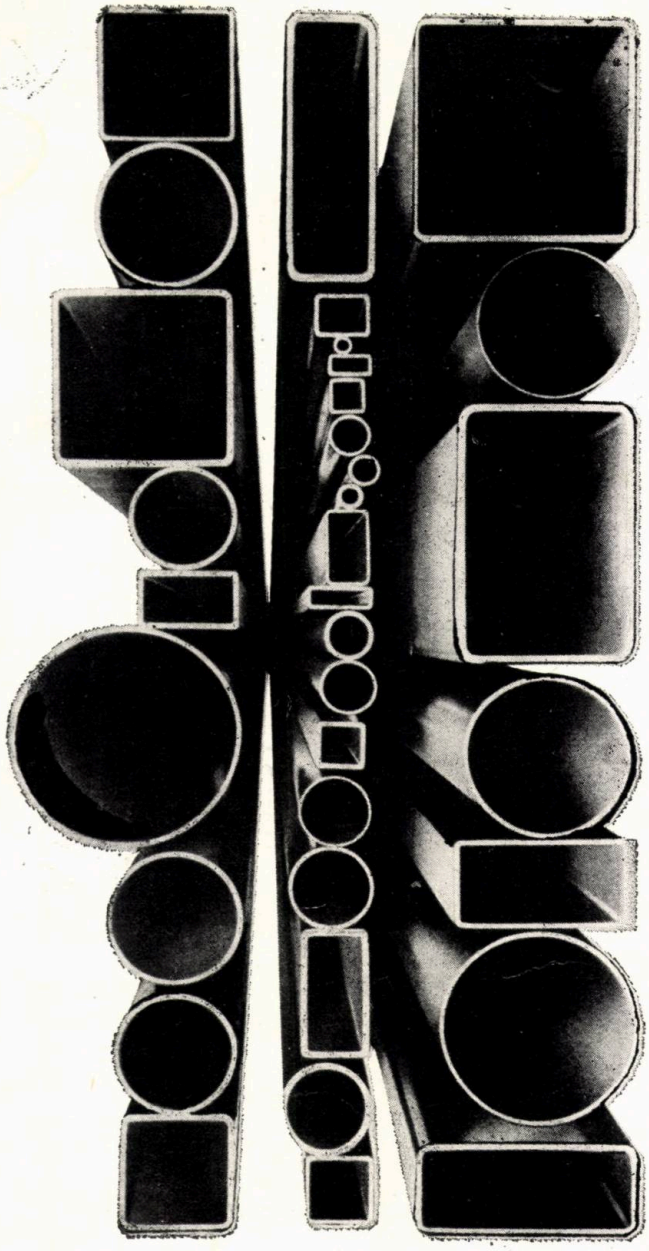
E 3280

BIBLIOTECA

METALURGIA

1

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXXI • NR. 1 • IANUARIE 1979



ÎNTREPRINDEREA METALURGICĂ IAŞI

PRODUCE ŞI LIVREAZĂ :

• Ţevi din oţel sudate longitudinal pent instalaţii de apă, gaz, abur, de la 3/8" — 4 conform STAS 7656 — 76

• Ţevi din oţel sudate longitudinal pent construcţii metalice, aparate, utilaje conducte de la 17,2 la 219,1 mm, confor STAS 7657 — 77

• Ţevi de precizie din oţel suda longitudinal, trase sau laminate la rec pentru construcţii metalice sau construc de maşini, conform STAS 8726—77

• Ţevi pătrate şi dreptunghiulare d oţel pentru construcţii metalice şi co strucţii de maşini, conform STAS 7941 —

• Profile deschise din bandă de oţel formate la rece: U c aripi egale şi neegale STAS 7835/1—76, 7835/2—77, 8610—7 Cornier cu aripi egale şi neegale STAS 7836/1—76, 7836/2—7 8250—78. Z cu aripi egale şi neegale STAS 8296—78, 8609—7 Omega cu aripi egale STAS 8367—77. T cu aripi ega STAS 8249—74. Profile pentru tîmplărie metalică STAS 9842—7 Profile speciale, conform STAS 8426—76, utilizate pentru co strucţii metalice sau construcţii de maşini

TEPRO

ŞOS. TUTORA, NR. 132; TEL. 30322, 30220;
TELEX 22268 TEPRO — R

METALURGIA

Anul 31 Nr. 1 ianuarie 1979

CUPRINS

Teodorescu, M., Udvuleanu, Anghelina, Căpățînă, N. și *Țâru, E.*: **Cercetări privind prelucrabilitatea prin așchiere a oțelului 41 MoC 11 supus diferitelor tratamente termice** 5

Bohosievici, N., Nădejde, I., Pînzaru, V. și *Zeman, R.*: **Tratamentul termic prin inducție al țevilor inoxidabile laminate și trase la rece** 9

Golgoțiu, T. și *Antonescu, I.*: **Optimizarea procesului de formare a unor pelicule protectoare realizate cu ajutorul jetului de plasmă** 11

Aloman, A.: **Calculul diagramei de echilibru In-Sb** . . 15

Moldovan, P. și *Tocaci, Lucia*: **Determinarea experimentală a rezistivității electrice a prafurilor din metalurgia neferoasă** 20

Szabó, L., Pálfalvi, A., Spârchez, Z., Constantinescu, V., Orban, R.L., Iakab, I. și *Barna, V.*: **Valorificarea superioară a unor deșeuri prin procedee ale metalurgiei pulberilor** 23

Canță, Tr.: **Studii privind folosirea procedeului de metalizare în jet de plasmă la încărcarea fusurilor de arbori** 25

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Firoiu, C. și *Mangiurea, Ileana*: **Aliaje rezistente în gaze la temperaturi ridicate** 28

Kreissl, C.: **Contribuții la sistematizarea utilizării argilelor în industria refractară** 35

COLEGIUL DE REDACȚIE

LAURENTIE SOFRONI-*președinte*, CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, ALEXANDRU CIOROGAR, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, SUZANA GÂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, ȘTEFAN RĂDVAN, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export—Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 13.09.25. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01.B.N. — R.S.R. — filiala sector 7 — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi : lei 150 anual ; tarif pentru abonamente individuale : 48 lei anual. Costul unui exemplar : lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.Tc. nr. 137/8459/1978"

I.P.I. c. 705

1979 FEB 1 5

CONTENTS

DC : 669.14.018.256 : 621.91

Teodorescu, M., Udvuleanu, Anghelina, Căpăţînă N., and *Tăru, E.* : **Researches on the cutting property of 41 MoC 11 steel, with the help of heat treatments.**

The paper presents the researches on the cutting property carried out on heat treated 41 MoC 11 steel specimens as compared to a specimen of the same grade, ready to be delivered.

The researches carried out led to the conclusion that, by the utilization of hardening and high tempering treatment, the cutting property is improved.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 5–8

DC : 621.785 :621.643

Bohosievici, N., Nădejde, I., Pinzaru, N., and *Zeman, R.* : **Induction heat treatment of cold rolled and drawn stainless tubes.**

The article describes the peculiarities of the recrystallization annealing of austenitic stainless steels, required by the necessity of preventing chrome carbide formation and chrome carbide coagulation. Heat treatment results have been checked by means of tensile tests as well as microscopic analyses.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 9–10

DC : 621.793.7 : 533.9

Golgoţiu, T. and *Antonescu, I.* : **Optimizing the process of protecting film formation with the help of plasma jet**

The paper presents a method of increasing the life-time of certain parts, used in the hot rolling process of metal tubes, by means of a protecting film with the help of plasma jet. Certain experimental date are also presented. The authors suggest a statistical calculation method with a view to simplifying the experimental strategy.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 11 – 14

DC : 669.017.11.001.2

Aloman, A. : **In-Sb equilibrium diagram calculation**

The present paper deals with the thermodynamic calculation of the In-Sb equilibrium diagram solution, in the cases of complete dissociation as well as non-dissociation during the In-Sb compound melting.

The comparison between the calculated liquidus curves and the experimental ones led to the estimation of the indium antimonide dissociation grade. Furthermore, the author analyses the calculation possibilities of thermodynamic characteristics of the phases, on the basis of the experimental equilibrium diagram.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 15 – 19

DC : 669.2/.8.628.511

Moldovan, P. and *Tocaci, Lucia* : **Experimental determination of electric resistivity of nonferrous metallurgy dust**

The authors present the methods of measuring the electric resistivity of the resulting volatile dusts from nonferrous metallurgy processes.

The basic methods for determining the electric properties of nonferrous metal dusts are explained in details. On the basis of the relations presented in the paper, as well as of the measurement diagrams, the dust resistivity is practically determined, with a view to establishing the design parameters of electrical filters with high dust extraction yield.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 20 – 22

DC : 621.762.004.8

Szabó, L., Pálfalvi, A., Spârchez, Z., Constantinescu, V., Orban, R. L., Iakab, I. and *Barna, V.* : **Powder metallurgy processes for turning scrap to high-grade account**

The paper sums up the results of the researches aimed at obtaining metal powders by turning scrap to good account. Scrap comes from steel rolling, copper scrap, which may not be recovered by a pyrometallic method, from Nickel electrode ends resulting from ignition plug manufacturing as well as from wolfram and molibden scrap from filament manufacturing.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 23 – 24

DC : 621.793.6

Canţă, Tr. : **Studies on the utilization of plasma jet metallization process during neck loading**

On the basis of the research results, the author worked out a theoretical study, starting from the analysis of a monoatomic gas plasma jet. The analysis was extended to two gases (argon + hydrogen) with a view to utilizing this process for metal coatings at an industrial level.

The study led to a nonlinear equation system, solved by the Newton–Raphson method, by means of a computer; the above mentioned method contributed to optimizing technological parameters used during metal surface loading.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 25 – 27

DC : 669.018.4

Firoiu, C. and *Mangiurea, Ileana* : **Resistent alloys in gases at high temperatures**

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 28 – 34

DC : 621.742.43 : 666.76

Kreissl, C. : **Contributions to a systematization of clay utilization in the refractory industry**

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 35 – 38

INHALT

DK: 669.14.018.256 : 621.91

Teodorescu, M., Udvuleanu Anghelina, Căpățină, N. und *Țâru, E.*: **Untersuchungen über die Zerspanbarkeit des wärmebehandelten Stahles 21 MoC 11**

In der Arbeit werden die Untersuchungsergebnisse der Zerspanbarkeit des Stahles 41 MoC 11, nach Wärmebehandlung, im Vergleich mit einer Probe aus demselben Stahl in Lieferzustand angeführt.

Aus den durchgeführten Untersuchungen geht hervor dass eine gute Zerspanbarkeit des Stahles nach Härtung und Erholung erzielt werden kann.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 5–8

DK: 621.785 : 621.643

Bohosievici, N., Nădejde, I., Pînzaru, V und *Zeman, R.*: **Induktions-Wärmebehandlung der gewalzten und gezogenen Rohre aus nichtrostenden Stählen**

In der Arbeit werden die Besonderheiten des Rekristallisationsglühens der nichtrostenden austenitischen Stähle analysiert, zwecks Vorbeugung der Chromkarbidbildung und die Flockungsvermeidung der Chromkarbide. Die Resultate der Wärmebehandlung sind durch Ziehversuche und mikroskopische Analysen überprüft worden.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 9–10

DK: 621.793.7 : 533.9

Golgoțiu, T. und *Antonescu, I.*: **Optimierung des Prozesses für die Bildung einiger Schutzschichten mit Hilfe des Plasmastrahles**

Es wird eine Methode beschrieben für die Verlängerung der Lebensdauer einiger im Warmwalzprozess benützten Teile durch Bildung von Schutzschichten, mit Hilfe von Plasmastrahlen.

Es werden einige Experimentaldaten vorgeführt und eine statistische Berechnungsmethode vorgeschlagen.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 11–14

DK: 669.017.11.001.2

Aloman, A.: **Berechnung des Gleichgewichtsdiagramms In-Sb**

Es wird eine theoretische thermodynamische Berechnung des Gleichgewichtsdiagrams In-Sb, für die Bestimmung der ideelen Lösung im Falle der kompletten Dissoziation und der Nichtdissoziation, beim Schmelzen der Verbindung In-Sb, angeführt.

Die berechneten Liquiduskurven wurden mit den experimentellen verglichen und der Dissoziationsgrad des In-Antimonat bestimmt.

Es wurden die Berechnungsmöglichkeiten der thermodynamischen Eigenschaften nach dem experimentellen Gleichgwichtsdiagramm bestimmt.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 15–19

DK: 669.2/.8 : 628.511

Moldovan, P. und *Tocaci, Lucia*: **Bestimmung des elektrischen Widerstands des Staubes aus der Nichteisenmetallurgie**

In der Arbeit werden die Methoden angegeben für die Messung des elektrischen Widerstands des Flugstaubes aus der Nichteisenmetallurgie.

An Hand der angeführten Resultate wird praktisch der elektrische Widerstand des Staubes aus der NE-Metallurgie bestimmt zwecks Festlegung der Parameter von Elektrofiltern mit hohem Entstaubungswirkungsgrad.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 20–22

DK: 621.762.004.8

Szabó, L., Pálfalvi, A., Spârchez, Z., Constantinescu, R. L., Iakab, I. und *Barna, V.*: **Die Verwertung einiger Abfälle durch die Pulvermetallurgie**

In der Arbeit wurden die Resultate der für die Verwertung der Abfälle durchgeführten Untersuchungen, analysiert. Die Abfälle stammen aus dem Stahlwalzprozess, Kupfer aus der Trockenmetallurgie, Elektrodenköpfe von der Herstellung der Zündkerzen, Wolfram und Molybden von der Leuchtdrahtherstellung.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 23–24

DK: 621.793.6

Canță, Tr.: **Untersuchungen im Zusammenhang mit der Anwendung der Metallisierverfahren bei Laufzapfen, durch Auftragen mit Hilfe das Plasmastrahles**

Auf Grund einiger Untersuchungsergebnisse wurde ein theoretisches Studium ausgearbeitet, ausgehend von der Analyse des Plasmastrahles eines einatomischen Gases. Die Analyse ist auf zwei Gaze ausgedehnt worden (Argon + Wasserstoff) zwecks Anwendung dieses Verfahrens für industrielle Metallüberzüge.

Zuletzt wurde der nichtlineare Gleichungssystem durch die Newton–Raphson Methode gelöst mit Hilfe eines elektronischen Rechners und somit die technologischen Parameter der Metallisierung optimisiert.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 25–27

DK: 669.018.4

Firoiu, E. und *Mangiurea, Ileana*: **Gasbeständige Legierungen bei hohen Temperaturen**

Metalurgia 31 (1979 , nr. 1, p. 28–34

DK: 621.742.43 : 666.76

Kreissl, C.: **Beiträge für eine Systematisierung der Tone in der Feuerfestindustrie.**

Metalurgia 31 (1979 , nr. 1, p. 35–38

SOMMAIRE

CD : 669.14.018.256 : 621.91

Teodorescu, M., Udvuleanu, Anghelina, Căpăţînă, N. et *Ţâru, E.* : **Recherches sur l'usinabilité par enlèvement des copeaux de l'acier 41 MoC 11 ayant subi des traitements thermiques différents**

L'ouvre présente les recherches concernant l'usinabilité par enlèvement des copeaux, effectueés sur des échantillons d'acier 41 MoC 11 soumis aux traitements thermiques et comparés à un échantillon du même acier, mais en état de livraison. Il en résulte de ces recherches que, on peut obtenir une amélioration de l'usinabilité en appliquant le traitement thermique de trempe et revenu à haute température.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 5—8

CD : 621.785 : 621.643

Bohosievici, N., Nădejde, I., Pînzaru, V. et *Zeman, R.* : **Le traitement thermique par induction des tubes inox laminés et étirés à froid**

On présente les particularités du recuit de recristallisation pour les aciers inox austénitiques, déterminées par la nécessité de prevenir la formation des carbures de chrome et d'éviter la coagulation des carbures de chrome.

Les résultats du traitement thermique ont été vérifiés par des essais à la traction et par l'analyse microscopique.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 9—10

CD : 621.793.7 : 533.9

Golgoţiu, T. et *Antonescu, I.* : **Optimisation du processus de formage des quelques pellicules protectrices réaliseés à l'aide d'un jet de plasma**

On présente une méthode pour augmenter la durée de vie des certaines pièces dans le processus de laminage à chaud des tubes métalliques, en les recouvrant d'une pellicule de protection réaliseé à l'aide d'un jet de plasma. On présente quelques données expérimentales et on propose une méthode de calcul statique pour simplifier la stratégie d'expérimentation.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 11—14

CD : 669.017.11.001.2

Aloman, A. : **Calcul du diagramme d'equilibre In-Sb**

L'oeuvre présente le calcul théorique et thermodynamique du diagramme d'equilibre In-Sb pour l'approximation de la solution liquide idéale, dans les cas de dissociation complète et de non-dissociation pendant la fusion du composé In-Sb. La comparaison des courbes liquidus calculeés avec celles expérimentales permet d'évaluer le degrée de dissociation de l'antimoniure d'indium. De même, on examine les possibilités de calcul pour les caractéristiques thermodynamiques des phases, en utilisant le diagramme d'equilibre expérimental.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 15—19

CD : 669.2/.8 : 628.511

Moldovan, P. et *Tocaci Lucia* : **Détermination par voie expérimentale de la résistivité électrique des poussiéres dans la métallurgie des non-ferreux**

On expose les méthodes de mesure de la réstivité électrique des poussiéres volatiles résultant des processus de la métallurgie des non-ferreux et les principales méthodes pour la détermination des leurs propriétes électriques.

Prenant comme point de départ les relations et les schémas de mesure, on détermine la résistivité des poussiéres, afin d'établir les paramètres du projet des filtres électriques avec des grandes rendements de depoussiérage.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 20—22

CD : 621.762.004.8

Szabó, L., Pálfalvi, A., Spârchez, Z., Constantinescu, V., Orban, R.L., Iakob, I. et *Barna, V.* : **Mise en valeur supérieure des certains déchets par les procédés de la métallurgie des poudres**

L'oeuvre est une synthèse des recherches entreprises pour la valorisation supérieure, sous forme de poudres métalliques, des certains déchets provenant du laminage de l'acier, des déchets de cuivre non-récuperables par voie pyrométallurgique, des bouts d'électrodes de Ni provenant de la fabrication des bougies et des déchets de wolfram et de molybdène de la fabrication des filaments.

Metalurgia 31 (1979), nr 1, p. 23—24

CD : 621.793.6

Canţă, Tr. : **Etudes sur l'utilisation du procédé de métallisation à jet de plasma pour le chargement des tiges d'arbres**

En analysant les résultats des certaines recherches dans ce domaine, on a effectué une étude théorique, en partant de l'analyse du jet de plasma d'un gaz monoatomique. Par l'extension de cette analyse aux deux gaz (argon + hydrogène) on a recherche la possibilité d'appliquer ce procédé aux revêtements métalliques industriels. Ainsi on a abouti à un système non-linéaire d'équations résolues par la méthode de Newton—Raphson, en employant un ordinateur. Cette méthode a permis l'optimisation des paramètres technologiques appliqués au chargement des surfaces métalliques.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 25—27

CD : 669.018.4

Firoiu, C. et *Mangiurea, Ileana* : **Alliages résistants dans les gaz aux hautes températures.**

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 28—34

CD : 621.742.43 : 666.76

Kreissl, C. : **Contributions à une systématisation de l'utilisation des argiles dans l'industrie des réfractaires**

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 35—38

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669.14.018.256.621.91

Теодореску, М., Удвуляну, Ангелина, Кэпэцынэ, Н. и Цыру, Е.: **Исследования, касающиеся обрабатываемости резанием стали 41 MoC11 при различных термических обработках**

Работа представляет исследования, касающиеся обрабатываемости резанием, проделанные на образцах марки стали 41 Mo C 11 термообработанные, сравниваемые с образцом той же стали, в доставочном состоянии.

Из проведенных исследований следует что получается улучшение обрабатываемости резанием используя термообработку закаливания и высокого отпуска.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 5–8

ДК: 621.785 : 621.643

Бохосиевич, Н., Нэдежде, И., Пынзару, В. и Земан, Р.: **Термообработка индукцией прокатных и холоднотянутых нержавеющих труб**

Статья представляет особенности рекристаллизационного отжига аустенитных нержавеющих сталей, определяемые необходимостью предупреждением образования карбидов хрома и избегание коагуляции карбидов хрома.

Результаты термообработки были проверены испытанием на растяжение и микроскопическими анализами.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 9–10

ДК: 621.793.7 : 533.9

Голгоциу, Т. и Антонеску, И.: **Оптимизация процесса образования предохранительной пленки с помощью плазменной струи**

В работе представлен метод повышения срока функционирования некоторых деталей, используемых в процессе горячей прокатки металлических труб, способом покрытия предохранительной пленкой с помощью плазменной струи.

Представлены некоторые экспериментальные данные и предполагается статистический метод расчета для урпощения экспериментальной стратегии.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 11–14

ДК: 669.017.1.001.2

Аломан, А.: **Исчисление диаграммы равновесия In–Sb**

В работе приведен теоретический, термодинамический расчет диаграммы равновесия In — Sb для приблизительно идеального жидкого раствора, в случае полной диссоциации и недиссоциации при плавке соединения In–Sb.

Сравнение вычисленных кривых Ликвидуса с экспериментальными позволило оценку степени диссоциации антимонида-индия. Анализированы возможности исчисления термодинамических характеристик фаз, используя экспериментальную диаграмму равновесия.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 15–19

ДК: 669.2 .8 : 628.511

Молдован, П. и Токачи Лучья.: **Экспериментальное определение электрического сопротивления пылей цветной металлургии**

В работе изложены способы измерения электрического сопротивления летучих пылей, полученных вследствии процессов цветной металлургии.

Подробно представлены основные определения электрических свойств пылей, содержащих цветные металлы.

На основе, представленных в работе, отношений и схем измерения практически определяется сопротивление пылей цветной металлургии, для уточнения параметров проектирования электрических фильтров с повышенной производительностью обеспыливания.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 20–22

ДК: 621.762.004.8

Сзабо, Л., Палфалви, А., Спыркез, З., Константинеску, В., Орбан, Р. Л., Якоб, И. и Барна, В.: **Рациональное использование отходов методами порошковой металлургии.**

Работа синтетизирует результаты исследований, касающихся рационального использования в форме металлических порошков некоторых отходов после прокатки стали, невозвращаемых отходов меди путем пирометаллургии, хвосты никелевых электродов от производства свечей и вольфрамовых и молибденовых отходов от производства накальных нитей.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 23–24

ДК: 621.793.6

Канцэ, Тр.: **Исследования, касающиеся применения метода металлизации в плазменной струе при наплавке шеек вала**

Анализируя результаты некоторых исседований было составлено теоретическое изучение, исходя от анализа плазменной струи моноатомного газа. Анализ был применен к двум газам (аргон и водород) для применения метода при промышленных металлических покрытий.

В конечном итоге дошли до нелинейной системы уровнений, решенной методом Newton-Raphson используя электронный вычислитель, метод который позволил оптимизацию технологических параметров, примененных при наплавке металлических поверхностей.

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 25–27

ДК: 669.018.14

Фирою, К. и Манджюря, Илеана: **Прочные сплавы в газах при высоких температурах**

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 28–34

ДК: 621.742.43 : 666.76

Крайссл. К.: **К вопросу систематизации употребления глин в огнеурпорной промышленности**

Metalurgia 31 (1979), nr. 1, p. 35–38

METALURGIA 1
1979
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA

Conf. dr. ing. M. Teodorescu,
ing. Anghelina Udvuleanu,
ing. N. Căpăţînă şi
conf. dr. ing. E. Ţâru
Universitatea din Galaţi

Cercetări privind prelucrabilitatea prin aşchiere a oţelului 41 Mo C 11 supus diferitelor tratamente termice

CZ: 669.14.018.256 : 621.91.

În vederea continuării cercetărilor privind prelucrabilitatea prin aşchiere a unor oţeluri aliate [4], în lucrarea de faţă se analizează influenţa stării structurale a oţelului 41 Mo C 11 asupra acestei prelucrabilităţi.

În acest sens au fost făcute experimentări de prelucrabilitate pe probe cu dimensiunile ∅90 × 500 mm. Compoziţia chimică a probelor pe care s-au făcut experimentările este: 0,41% C; 0,57% Mn; 0,27% Si; 0,017% S; 0,011% P; 1,08% Cr; 0,10% Ni; 0,012% Al, care se încadrează în prevederile STAS 791/66.

O probă a fost studiată în stare de livrare, iar pe patru probe s-au aplicat regimurile de tratament termic indicate în tabelul 1. În urma efectuării încercărilor mecanice şi analizei metalografice au rezultat datele prezentate în tabelul 1.

— uzura sculei aşchietoare în timp;

— durabilitatea sculei aşchietoare în funcţie de viteza de aşchiere;

— mărimea componentei principale a forţei de aşchiere în funcţie de avans şi adîncimea de aşchiere;

— rugozitatea suprafeţei prelucrate.

Experimentările au fost făcute pe un strung S N 400, folosind cuţitul de strung cu plăcuţă P 30, cu următoarea geometrie: $\gamma = 0°$; $\varkappa = 60°$; $\varkappa_1 = 30°$; $\alpha = \alpha_1 = 8°$; $\lambda = 0°$; $r = 0{,}5$ mm.

Criteriul de uzură impus a fost uzura radială la valoarea $h_{ra} = 20$ μm.

Rezultatele obţinute în urma experimentărilor privind prelucrabilitatea prin aşchiere a

Tabelul 1

Nr. probă	Marca oţelului	Starea materialului	Aspectul structurii	Caracteristicile mecanice				
				R_m, daN/mm²	$A5$, %	Z, %	KCU, daN/cm²	HB, daN/cm²
1	41 MoC 11	Stare de livrare	Perlită + ferită	79,5	22,7	58,6	3,31	227,5
2	41 MoC 11	Călire 850°C/ulei şi revenire 650°C	Sorbită de revenire	90,6	19,0	60,2	15,9	254,0
3	41 MoC 11	Călire 850°C/ulei şi revenire 550°C	Sorbită de revenire	105,5	21,7	57,5	8,6	312,0
4	41 MoC 11	Normalizare 870°C şi revenire 520°C	Perlită + ferită	87,2	23,2	58,2	6,9	284,0
5	41 MoC 11	Normalizare 870°C	Perlită + ferită	85,6	19,5	51,0	9,3	302,0

Microstructurile probelor studiate sînt prezentate în figurile 1, 2, 3, 4, 5.

Se constată că proba nr. 1 are structura formată din grăunţi de ferită şi perlită lamelară, cu aspect neuniform din punct de vedere al mărimii grăunţilor.

Probele nr. *2* şi *3* au structură sorbitică, iar probele *4* şi *5* au structură ferito-perlitică, cu granulaţie mai uniformă comparativ cu proba nr. *1*.

Prelucrabilitatea prin aşchiere a probelor din marca de oţel 41 Mo C 11 a fost apreciată pe baza criteriilor:

probelor din 41 MoC11 tratate termic (probele *2*, *3*, *4*, *5*), comparativ cu rezultatele obţinute pe proba 1, în stare de livrare, sînt prezentate grafic în figurile 6 — 10.

Valorile mărimilor C_v şi m din relaţia Taylor sînt date în tabelul 2, iar valorile coeficienţilor

Tabelul 2

Uzura radială	Valorile C_v, m	Numărul probei				
		1	*2*	*3*	*4*	*5*
20	C_v	268	844	875	810	1 225
	m	0,435	0,653	0,668	0,788	0,827

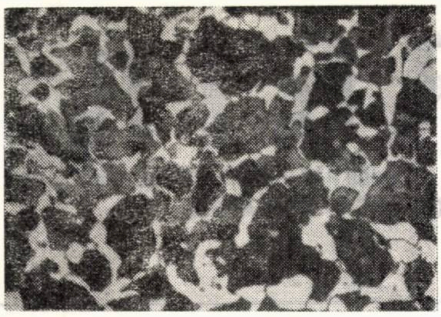


Fig. 1. Microstructura probei nr. *1* (200 : 1)

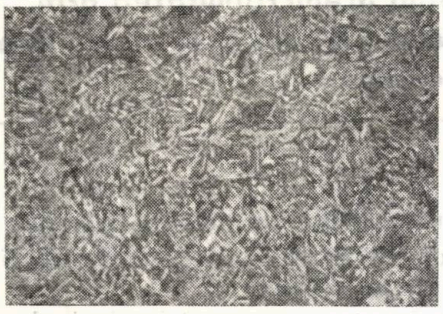


Fig. 2. Microstructura probei nr. *2* (200 : 1)

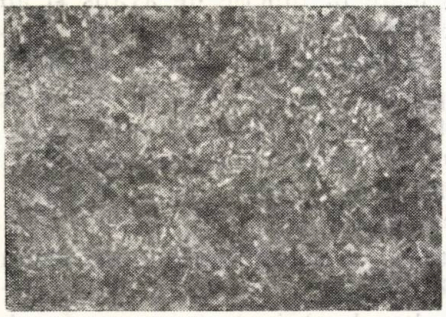


Fig. 3. Microstructura probei nr. *3* (200 :1)

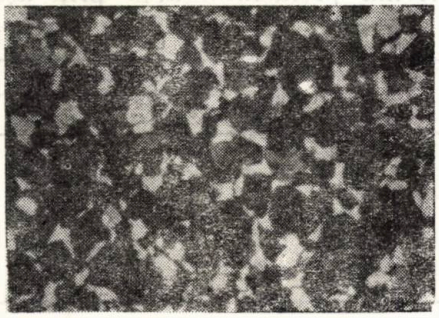


Fig. 4. Microstructura probei nr. *4* (200 : 1)

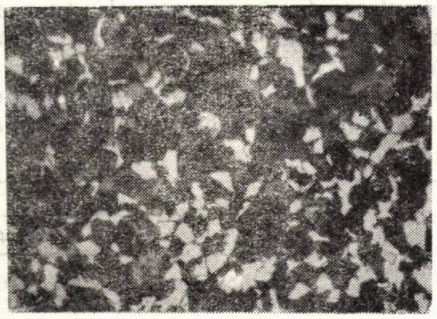


Fig. 5. Microstructura probei nr. *5* (200 : 1)

și exponenților din relația forței de așchiere, în funcție de avans și adîncimea de așchiere, în tabelul 3.

$$F_z = C \cdot t^x \cdot s^y$$

Tabelul 3

Viteza de așchiere	Valorile C, x, y,	Numărul probei				
		1	*2*	*3*	*4*	*5*
85	*C*	239	201	206	207,5	217
	X	0,848	0,850	0,866	0,900	0,933
	Y	0,854	0,733	0,761	0,818	0,883

Analiza rezultatelor obținute. Din punct de vedere al durabilității sculei așchietoare. Din comparația rezultatelor obținute la prelucrarea probelor *2*, *3*, *4*, *5* din marca de oțel 41 Mo C 11 tratate termic, cu rezultatele obținute la proba *1*, în stare de livrare, rezultă că :

— se obțin durabilitățile cele mai mici la probele *4* și *5* cu structură ferito-perlitică ;

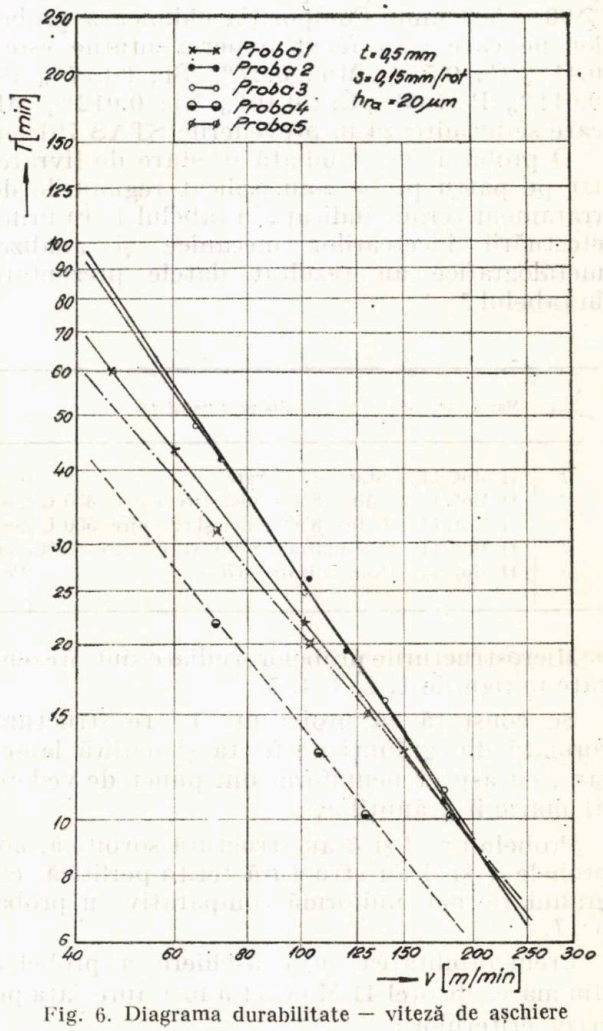


Fig. 6. Diagrama durabilitate — viteză de așchiere

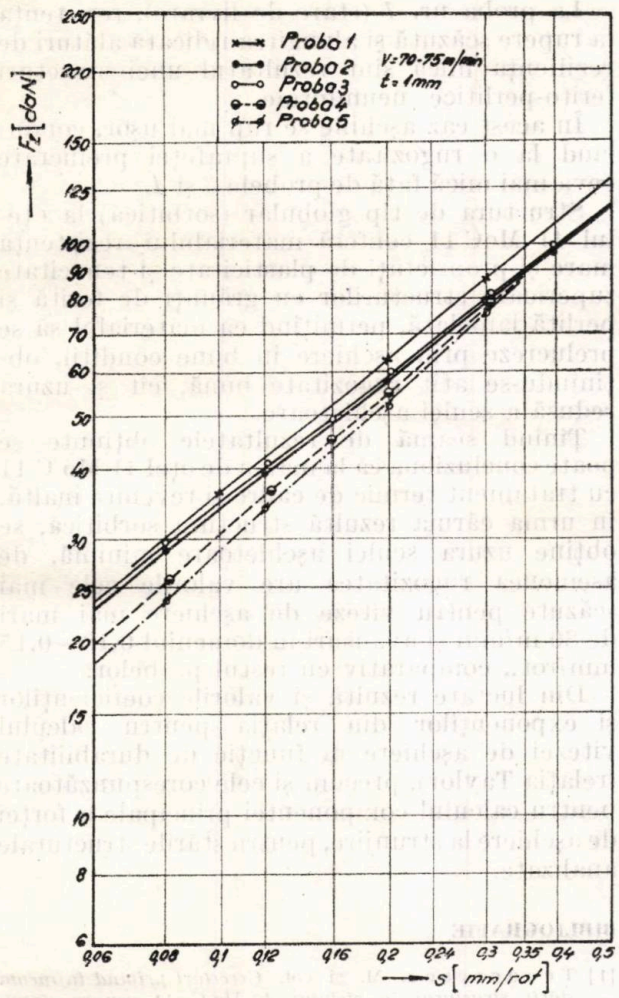


Fig. 7. Diagrama forței de așchiere — avans

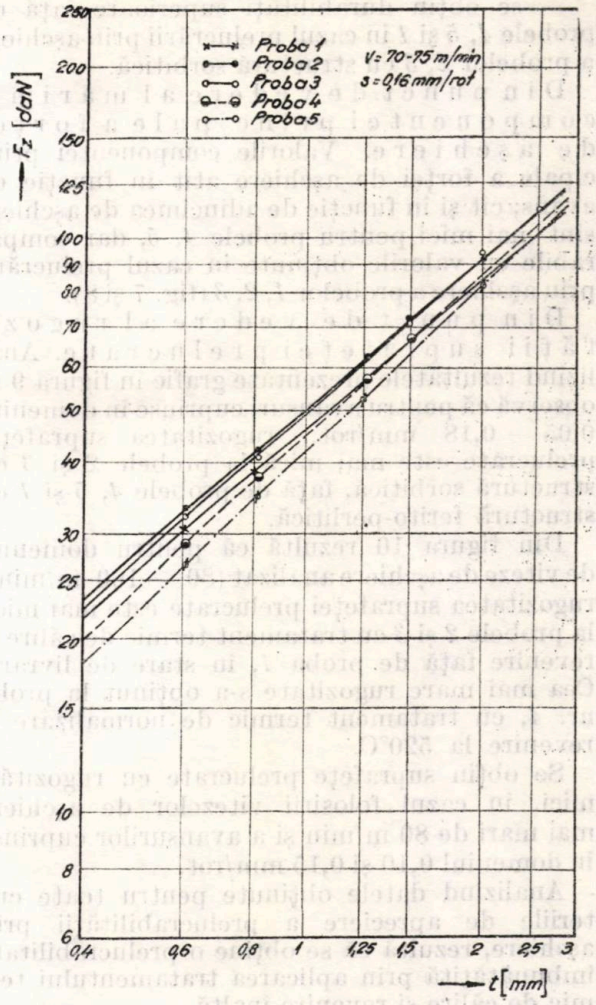


Fig. 8. Diagrama forță de așchiere — adîncime de așchiere

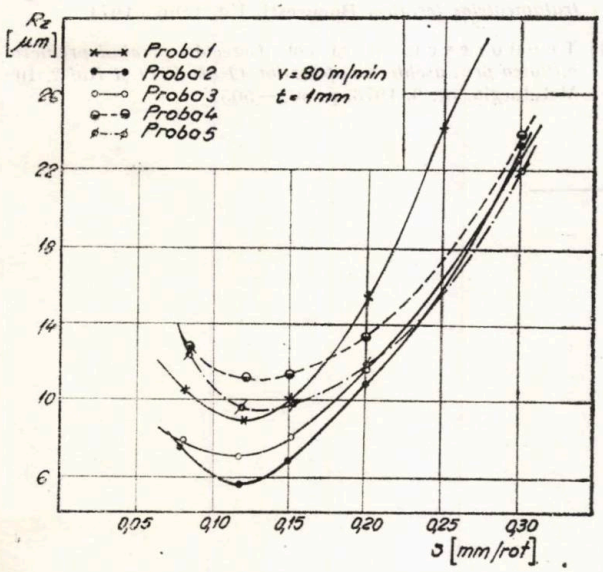


Fig. 9. Diagrama rugozitate — avans

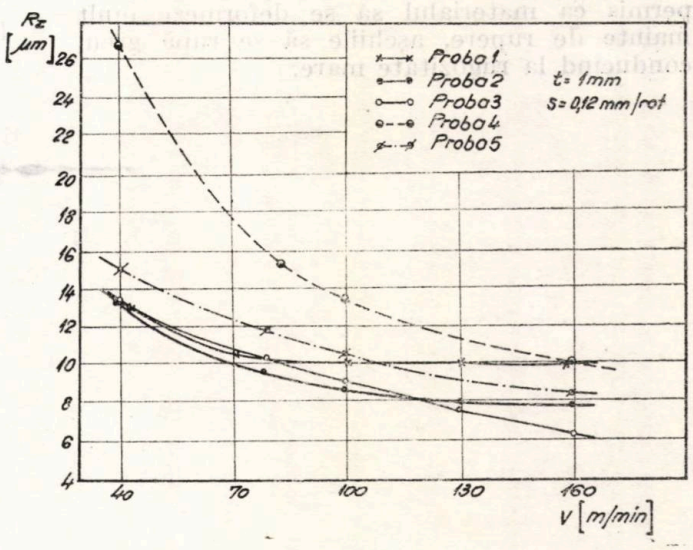


Fig. 10. Diagrama rugozitate — viteză de așchiere

— se obţin durabilităţi superioare faţă de probele *4*, *5* şi *1* în cazul prelucrării prin aşchiere a probelor *2*, *3* cu structură sorbitică.

Din punct de vedere al mărimii componentei principale a forţei de aşchiere. Valorile componentei principale a forţei de aşchiere atît în funcţie de avans, cît şi în funcţie de adîncimea de aşchiere sînt mai mici pentru probele *4*, *5*, dar comparabile cu valorile obţinute în cazul prelucrării prin aşchiere a probelor *1*, *2*, *3* (fig. 7 şi 8).

Din punct de vedere al rugozităţii suprafeţei prelucrate. Analizînd rezultatele prezentate grafic în figura 9 se observă că pentru avansuri cuprinse în domeniul 0,05 — 0,18 mm/rot., rugozitatea suprafeţei prelucrate este mai mică la probele *2* şi *3* cu structură sorbitică, faţă de probele *4*, *5* şi *1* cu structură ferito-perlitică.

Din figura 10 rezultă că pentru domeniul de viteze de aşchiere analizat (80 — 160 m/min), rugozitatea suprafeţei prelucrate este mai mică la probele *2* şi *3* cu tratament termic de călire şi revenire faţă de proba *1*, în stare de livrare. Cea mai mare rugozitate s-a obţinut la proba nr. *4*, cu tratament termic de normalizare şi revenire la 520°C.

Se obţin suprafeţe prelucrate cu rugozităţi mici, în cazul folosirii vitezelor de aşchiere mai mari de 80 m/min şi a avansurilor cuprinse în domeniul 0,10 şi 0,15 mm/rot.

Analizînd datele obţinute pentru toate criteriile de apreciere a prelucrabilităţii prin aşchiere, rezultă că se obţine o prelucrabilitate îmbunătăţită prin aplicarea tratamentului termic de călire şi revenire înaltă.

În cazul prelucrării probelor nr. *4* şi *5* cu tratament termic de normalizare, respectiv normalizare urmat de revenire a rezultat cea mai mare rugozitate a suprafeţei prelucrate, datorită rezistenţei la rupere scăzută, asociată cu alungire ridicată. Aceste proprietăţi au permis ca materialul să se deformeze mult înainte de rupere, aşchiile să se rupă greu, conducînd la rugozitate mare.

La proba nr. *1* (stare de livrare), rezistenţa la rupere scăzută şi alungirea ridicată alături de rezilienţa mică sînt rezultatul unei structuri ferito-perlitice neuniforme.

În acest caz aşchiile se rup mai uşor, conducînd la o rugozitate a suprafeţei prelucrate ceva mai mică faţă de probele *3* şi *4*.

Structura de tip globular (sorbitică) la oţelul 41 MoC 11 conferă materialului rezistenţă mare şi proprietăţi de plasticitate şi tenacitate superioare structurilor cu grăunţi de ferită şi perlită lamelară, permiţînd ca materialul să se prelucreze prin aşchiere în bune condiţii, obţinîndu-se atît rugozitate bună, cît şi uzura redusă a sculei aşchietoare.

Ţinînd seamă de rezultatele obţinute se poate concluziona că la marca de oţel 41 Mo C 11 cu tratament termic de călire şi revenire înaltă, în urma căruia rezultă structura sorbitică, se obţine uzura sculei aşchietoare minimă, de asemenea rugozitatea are valorile cele mai scăzute pentru viteze de aşchiere mai mari de 80 m/min şi avansuri în domeniul 0,10—0,15 mm/rot., comparativ cu restul probelor.

Din lucrare rezultă şi valorile coeficienţilor şi exponenţilor din relaţia pentru calculul vitezei de aşchiere în funcţie de durabilitate (relaţia Taylor), precum şi cele corespunzătoare pentru calculul componentei principale a forţei de aşchiere la strunjire, pentru stările structurale analizate.

BIBLIOGRAFIE

[1] Teodorescu, M. şi col. *Cercetări privind influenţa stării structurale a oţelului 41 Mo C 11 asupra uzării sculelor aşchietoare.* A II-a conferinţă „Tehnologii noi în construcţia de maşini", decembrie 1977, p. 47—50, Universitatea din Galaţi.

[2] Lăzărescu, D. I. *Teoria aşchierii metalelor şi proiectarea sculelor.* Bucureşti, Ed. did. şi ped., 1964.

[3] Popescu, N. şi Vitănescu, C. *Tehnologia tratamentelor termice.* Bucureşti, Ed. tehn., 1974.

[4] Teodorescu, M. şi col. *Cercetări privind prelucrabilitatea prin aşchiere a oţelurilor 41 Mo C 11 şi Rul 2.* În: Metalurgia, nr. 9, 1978, p. 502—505.

Ing. N. Bohosievici, ing. I. Nădejde,
ing. V. Pînzaru și ing. R. Zeman
C.C.P.F.T.T. — București

Tratamentul termic prin inducție al țevilor inoxidabile laminate și trase la rece

CZ: 621.785 : 621.643

Considerații generale. În cursul operațiilor tehnologice de deformare la rece a metalelor are loc o modificare esențială a proprietăților mecanice caracterizată prin creșterea limitei de curgere și a rezistenței la rupere și prin scăderea alungirii.

La oțelurile inoxidabile austenitice modificarea proprietăților mecanice este mai accentuată deoarece, pe lîngă fenomenul de ecruisare, are loc transformarea parțială a austenitei în martensită cu conținut redus de carbon.

Dacă reducerile de secțiune sînt mari, se impune ca între două reduceri succesive să se efectueze un tratament de recristalizare.

Parametrii recoacerii de recristalizare a oțelurilor inoxidabile austenitice prezintă anumite particularități față de recoacerea de recristalizare a celorlalte oțeluri.

Aceste particularități sînt determinate de necesitatea preîntîmpinării formării carburilor de crom care, după cum se știe, duc la apariția fenomenului de coroziune intercristalină.

Din această cauză nivelul de temperatură al recoacerii de recristalizare trebuie să se găsească în afara domeniului de temperaturi la care se pot forma carburile de crom (fig. 1).

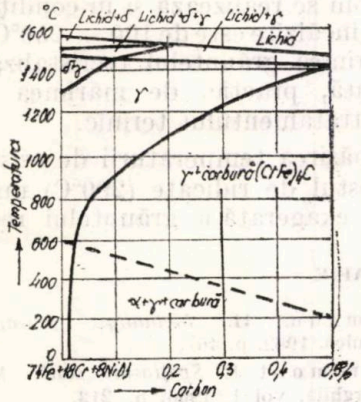


Fig. 1. Formarea carburilor la încălzirea oțelurilor inoxidabile de tip 18—8 [1]

Cea de-a doua particularitate se referă la viteza de răcire după tratamentul de recristalizare și este determinată tot de necesitatea evitării coagulării carburilor de crom.

Menținerea în soluție a carburilor este posibilă numai în cazul unor viteze mari de răcire pînă la temperatura ambiantă.

În privința celorlalte caracteristici ale procesului de recristalizare a oțelurilor inoxidabile, cum ar fi legătura dintre gradul de deformare, temperatură și mărimea grăuntelui, precum și noțiunile legate de gradul critic de deformare, din diagramele redate în figura 2 se remarcă alura similară cu diagramele de recristalizare ale altor oțeluri.

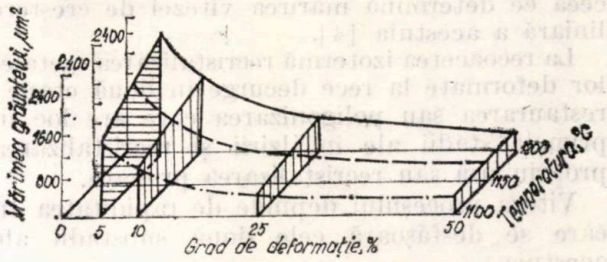


Fig. 2. Diagramele de recristalizare ale oțelurilor inoxidabile de tip 18—8 [2]

Dificultățile întîmpinate prin exploatarea cuptoarelor ce lucrează la temperaturi foarte înalte au determinat efectuarea unor încercări și experimentări menite să stabilească posibilitatea efectuării recoacerii de recristalizare a țevilor din oțeluri inoxidabile austenitice trase sau laminate la rece prin utilizarea procedeelor de încălzire prin inducție.

Recoacerea de recristalizare neizotermă. Caracteristica esențială a recoacerii de recristalizare la încălzirea rapidă este viteza foarte mare a procesului, fapt care are o deosebită valoare practică.

Dacă la recoacerea izotermă procesul de recristalizare are loc într-un timp îndelungat, de ordinul orelor, prin încălzirea rapidă acesta decurge aproape instantaneu și restabilirea proprietăților de rezistență se produce în fracțiuni de secundă.

La încălzirea lentă fenomenele de restaurare și recristalizare au loc la temperaturi comparativ mici și, ca urmare, acestea decurg cu viteze reduse.

În cazul aplicării procedeului de încălzire prin inducție, caracterizat prin viteze de încălzire extrem de ridicate, procesele amintite se dezvoltă mult mai rapid. Acest lucru se explică prin aceea că, datorită existenței perioadei de incubație, procesul de recristalizare se deplasează către temperaturi mai înalte. Creșterea domeniului de temperatură atrage după sine o modificare esențială a celor doi parametri cinetici ai fenomenului de recristalizare. Viteza de apariție a germenilor de cristalizare depinde mai puternic de temperatură decît viteza de creștere liniară a acestora. Prin mărirea vitezei de încălzire,

ponderea parametrului de apariţie a germenilor de transformare devine mult mai mare decît viteza de creştere liniară. În acest fel se poate afirma că la viteze mari de încălzire viteza procesului de recristalizare este determinată în principal de viteza de apariţie a germenilor de recristalizare [3].

La viteze mici de încălzire, datorită proceselor de difuzie, impurităţile se plasează la graniţele germenilor apăruţi şi împiedică creşterea acestora.

În cazul încălzirii rapide particulele de impurităţi nu mai pot să se acumuleze prin difuzie la limita germenelui de transformare, ceea ce determină mărirea vitezei de creştere liniară a acestuia [4].

La recoacerea izotermă recristalizarea metalelor deformate la rece decurge în două etape : restaurarea sau poligonizarea care are loc în primele stadii ale încălzirii şi recristalizarea propriu-zisă sau recristalizarea primară.

Viteza procesului depinde de rapiditatea cu care se desfăşoară cele două substadii ale acestuia.

Dacă încălzirea se realizează cu viteze mari, energia internă obţinută în urma deformării la rece a metalului sau aliajului se menţine pînă la temperaturi ridicate, iar cele două substadii ale procesului de recristalizare se desfăşoară simultan [5].

Din cele de mai sus rezultă că, în principiu, procesele de recristalizare la încălzirea rapidă a metalelor deformate au loc la temperaturi mai înalte.

Fenomenele de restaurare şi recristalizare primară decurg rapid, şi de regulă nu se întîmpină dificultăţi în obţinerea unei recristalizări totale pentru durate de menţinere de ordinul fracţiunilor de secundă, în condiţiile în care temperatura finală a procesului este suficient de ridicată.

La metalele sau aliajele care nu suferă transformări de fază în stare solidă, cum ar fi aliajele de cupru, oţelurile feritice sau austenitice etc. nivelul temperaturilor ce pot fi atinse prin încălzire nu este limitat şi acest lucru face posibil ca prin încălzirea rapidă a acestora să se poată realiza gradul necesar de creştere a grăuntelui recristalizat.

Pentru caracterizarea regimului termic al recoacerii de recristalizare este necesar să se stabilească nivelul temperaturii de încălzire în funcţie de timpul în care are loc aceasta.

Rezultate experimentale. Pentru verificarea posibilităţilor de aplicare a încălzirii prin inducţie pentru realizarea tratamentului termic al ţevilor laminate sau trase la rece din oţeluri inoxidabile s-a utilizat instalaţia experimentală descrisă în lucrarea [6].

Tratamentul termic s-a aplicat la ţevi din oţel V2AE trase sau laminate la rece cu diverse grade de deformare, cu dimensiunile de la Ø 25 × 1,5 mm pînă la Ø 60 × 3 mm.

Rezultatele tratamentului termic s-au verificat prin încercări la tracţiune pe epruvete longitudinale şi prin analize microscopice. În paralel cu analizarea corelaţiei dintre viteza de încălzire şi procesul de recristalizare s-a verificat şi influenţa procedeului de încălzire prin inducţie asupra gradului de solvire a carburilor de crom.

Întrucît ţevile experimentate nu prezentau precipitări de carburi de crom, s-a realizat coagularea intenţionată a acestora printr-un tratament de sensibilizare.

Temperaturile au fost măsurate cu un pirometru cu radiaţie totală K42 + K56, iar timpii de încălzire s-au determinat din viteza de deplasare a ţevilor prin inductor.

Viteza de încălzire, dependentă de puterea generatorului şi de secţiunea transversală, a variat de la 100 pînă la 250°C/s.

În urma experimentărilor efectuate au rezultat o serie de concluzii care pe de o parte confirmă în totalitate relaţiile calitative teoretice expuse mai sus, iar pe de altă parte au fost neaşteptate şi prezintă o deosebită valoare practică :

— Încălzirea rapidă prin inducţie a ţevilor din oţeluri inoxidabile austenitice deformate la rece duce la recristalizarea completă a materialului în timpi extrem de scurţi (de ordinul secundelor).

— Fenomenul de punere în soluţie a carburilor de crom se realizează şi în condiţiile în care viteza de încălzire este de 100 — 250°C/s.

— Mărimea grăuntelui recristalizat nu este dependentă, practic, de mărimea grăuntelui anterior tratamentului termic.

— Depăşirea temperaturii de cristalizare cu valori destul de ridicate (200°C) nu provoacă creşterea exagerată a grăuntelui recristalizat.

BIBLIOGRAFIE

[1] Schumann, H. *Metalurgie fizică.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1962, p. 467.

[2] Houdremont E. *Speţialnie stali.* Moscova, Izd. Metallurghiia, vol I, 1966, p. 213.

[3] Rafalovici, T. N. *Parametri rekristallizaţia pri indukţionnom nogreve.* FMM, 2, 1956, p. 2.

[4] Ivanov, V. I. şi Osipov, K. A. *Vozvrat i rekristallizaţia v metallah pri bistrom nagreve.* Moscova, Izd. „Nauka", 1963.

[5] Sluhoţkii, A. E. *Primenenie tokov vsokoi ciastoti v elektrotermii.* Leningrad, Izd. „Maşinostroenie", 1968.

[6] Parascan, O., Bliuc, M., Bohosievici, N., Nădejde, I şi Pinzaru, V. *Instalaţie pentru tratamentul termic prin inducţie.* Sesiune ICEM, Bucureşti, 1977.

Prof. ing. T.Golgoţiu şi ing. I. Antonescu
Institutul politehnic — Iaşi

Optimizarea procesului de formare a unor pelicule protectoare realizate cu ajutorul jetului de plasmă

CZ : 621.793.7 : 533.9

Creşterea duratei de utilizare a unor piese, scule sau utilaje ce lucrează în condiţii de temperatură şi solicitări mecanice ridicate poate fi realizată prin îmbunătăţirea proprietăţilor şi caracteristicilor materialelor folosite la confecţionarea acestora.

Cînd temperaturile de lucru depăşesc 600°C, iar solicitările mecanice sînt şi ele destul de mari, alegerea unor asemenea materiale este dificilă, din cauza reacţiilor energetice de oxidare care au loc.

Deşi există materiale rezistente la condiţiile amintite, folosirea lor este de cele mai multe ori neeconomică, datorită costului ridicat sau caracterului deficitar.

O altă cale de creştere a duratei de utilizare constă în acoperirea cu o peliculă protectoare, rezistentă din punct de vedere chimic şi mecanic la solicitările impuse.

Pentru realizarea practică a acestor pelicule se folosesc materiale denumite „cermeturi" şi „ceranoxuri", combinaţii ale unor oxizi cu diferite metale, respectiv carburi, nitruri, boruri, siliciuri etc. ale unor metale, aplicate în condiţii speciale de lucru cu ajutorul jetului de plasmă.

În lucrarea de faţă se prezintă cercetările efectuate, pentru găsirea condiţiilor optime de depunere a unor asemenea pelicule pe suprafaţa unor piese utilizate în procesul de laminare la cald a ţevilor metalice.

Aceste piese, confecţionate din oţel aliat, au o formă tronconică şi lucrează la temperaturi cuprinse între 900 şi 1 100°C, precum şi sub acţiunea unor forţe de frecare mari.

Principalul inconvenient la utilizarea acestor piese constă în rezistenţa redusă la factorii amintiţi, ceea ce duce la un timp de utilizare redus, care nu justifică costul destul de ridicat al acestora.

Acoperirea acestor piese cu o peliculă protectoare a dus la creşterea duratei de utilizare.

Partea experimentală. Pentru realizarea practică a peliculelor, s-a utilizat o instalaţie cu jet de plasmă, a cărei schemă de principiu este dată în figura 1. Ea cuprinde sursa de curent continuu, blocul de reglare a parametrilor de lucru, butelii de gaze comprimate, pistolul care generează jetul de plasmă, precum şi dispozitivul de alimentare cu material de acoperire.

Caracteristicile principale de funcţionare a instalaţiei sînt prezentate în tabelul 1.

Drept material pentru obţinerea unor pelicule rezistente la condiţiile arătate s-a folosit pentru început oxidul de aluminiu. Alegerea acestui material s-a făcut pe baza următoarelor considerente :

— literatura de specialitate [1] indică utilizarea oxidului de aluminiu pentru protejarea pieselor din fier sau oţel aliat ;

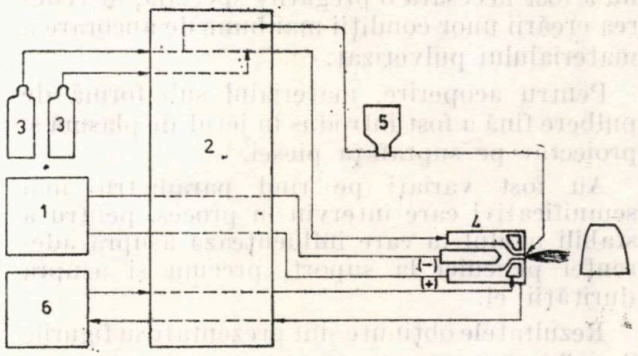


Fig. 1. Schema de principiu a instalaţiei cu jet de plasmă

Tabelul 1

Caracteristici de funcţionare a instalaţiei cu jet de plasmă

Caracteristica	Unitatea de măsură	Valoarea	Observaţii
Puterea maximă	kW	35	
Curent maxim	A	300	
Gaz plasmagen	l/h	1 000	Argon sau argon + azot
Consum apă de răcire	l/h	700	Recirculare apă distilată
Diametrul electrodului	mm	6	Confecţionat din wolfram
Uzura electrodului	mm/h	0,2	
Diametrul ajutajului	mm	4	Confecţionat din cupru

— aderenţa bună a compusului pe suport din oţel aliat, constatată pe baza experimentărilor preliminare efectuate ;

— caracteristicile fizico-mecanice şi chimice corespunzătoare ale peliculelor realizate ;

— accesibilitatea compusului şi costul relativ scăzut.

În ceea ce priveşte gazul plasmagen folosit, acesta a fost argonul şi amestecuri de argon — azot, iar pentru transportul pulberii de oxid de aluminiu, azotul.

Procesul de acoperire în jet de plasmă a cuprins următoarele operaţii principale :

— prelucrarea suprafeţei de acoperit, în vederea creşterii aderenţei materialului pulverizat ;

— pulverizarea cu ajutorul jetului de plasmă a oxidului de aluminiu pe suprafaţa prelucrată ;

— determinări asupra durităţii peliculei de acoperire obţinute, precum şi asupra aderenţei la suport.

Suprafaţa pieselor a fost pregătită în vederea acoperirii, prin spălare cu tetraclorură de carbon şi apoi încălzire pînă la 350°C, pentru îndepărtarea eventualelor urme de ulei, rămase în porii mai adînci.

Întrucît suprafaţa pieselor tratate are ea însăşi o structură poroasă încă de la turnare, nu a fost necesară o pregătire specială, în vederea creării unor condiţii mai bune de ancorare a materialului pulverizat.

Pentru acoperire, materialul sub formă de pulbere fină a fost introdus în jetul de plasmă şi proiectat pe suprafaţa piesei.

Au fost variaţi pe rînd parametrii mai semnificativi care intervin în proces, pentru a stabili modul în care influenţează asupra aderenţei peliculei la suport, precum şi asupra durităţii ei.

Rezultatele obţinute sînt prezentate în figurile 2 şi 3.

Interpretarea rezultatelor. Utilizarea acoperirilor din oxid de aluminiu la protecţia pieselor folosite în procesul de laminare la cald a ţevilor metalice duce la creşterea duratei de funcţionare a acestora. Acest lucru se datorează evitării contactului direct cu oxigenul din aer care,

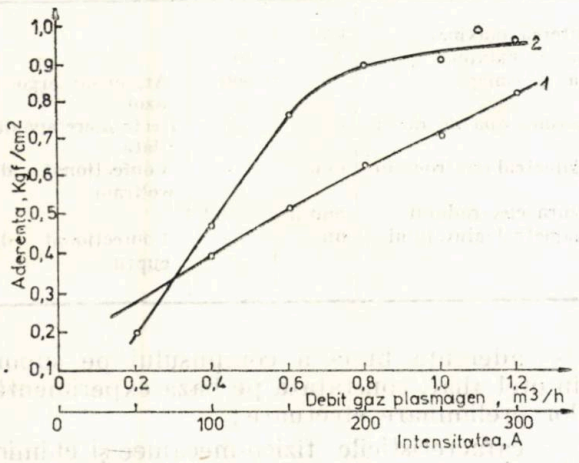


Fig. 2. Influenţa debitului de gaz plasmagen şi a intensităţii curentului în descărcare, asupra aderenţei peliculei la suport

la temperatura de aproximativ 1 000°C la care se realizează procesul de laminare, duce la oxidarea rapidă a oţelului aliat din care este confecţionată piesa, cu formarea unor oxizi exfoliabili.

În acelaşi timp, pelicula de oxid de aluminiu îşi menţine duritatea iniţială chiar în aceste condiţii de temperatură, rezistînd destul de bine la eforturile mecanice de frecare la care este supusă.

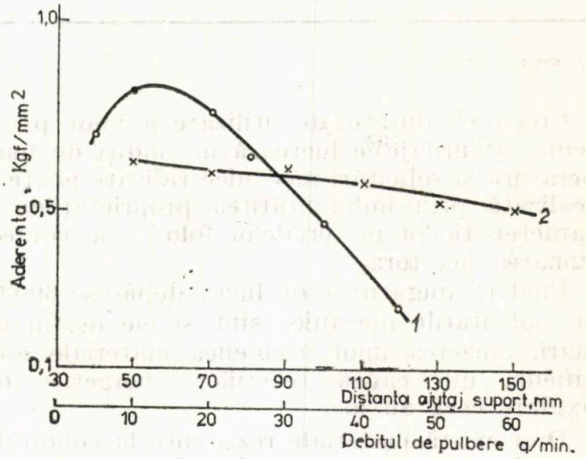


Fig. 3. Influenţa distanţei dintre ajutaj şi suport, precum şi a debitului de pulbere asupra aderenţei peliculei la suport

Cercetarea durităţii suprafeţei pieselor tratate şi netratate arată o creştere sensibilă a acesteia pentru cazul celor dintîi.

Figura 4 reprezintă diferenţele de duritate pentru o zonă tratată şi una netratată ale aceleiaşi piese.

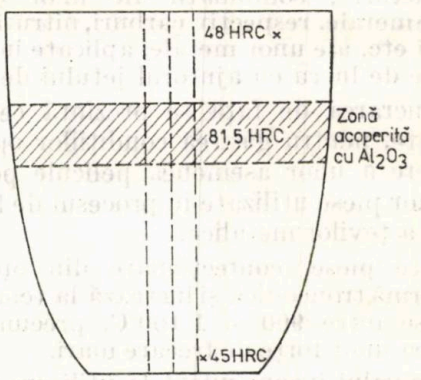


Fig. 4. Diferenţele de duritate pentru o zonă tratată şi una netratată în jet de plasmă

Creşterea durităţii piesei, în urma aplicării unei pelicule protectoare, se răsfrînge favorabil, asupra comportării acesteia la solicitările mecanice ce intervin în procesul de laminare şi evită incluziuni de substanţe străine (oxizi de la ţeava prelucrată) pe suprafaţa exterioară.

Legătura care se formează între peliculă şi suport are, în cele mai multe cazuri, un caracter complex şi este condiţionată de apariţia atît a unor forţe de natură fizică, cît şi chimică. Funcţie de proprietăţile şi natura materialului de acoperire şi a suportului, pot apărea diferite tipuri de legături. Pentru cazul acoperirilor cu oxid de aluminiu pe suport de fier, s-a observat

formarea unui strat intermediar de tip „spinel" [2].

În același timp, în procesul de formare a legăturilor între peliculă și suport, un rol deosebit îl joacă și forțele mecano-fizice, prin ancorarea realizată între particulele de material topit și porii sau asperitățile suportului.

Așa cum se observă din figurile 2 și 3, un rol important în formarea unor acoperiri cu caracteristici superioare îl au și parametrii procesului de relizare a peliculelor cu ajutorul jetului de plasmă. Spre exemplu, distanța de la capătul arzătorului la suprafața de acoperit, pentru o putere dată, joacă un rol important în realizarea unor legături puternice, prin reglarea corespunzătoare a temperaturii de impact a particulelor de oxid de aluminiu.

Variația temperaturii jetului pentru condițiile de lucru folosite este prezentată în figura 5.

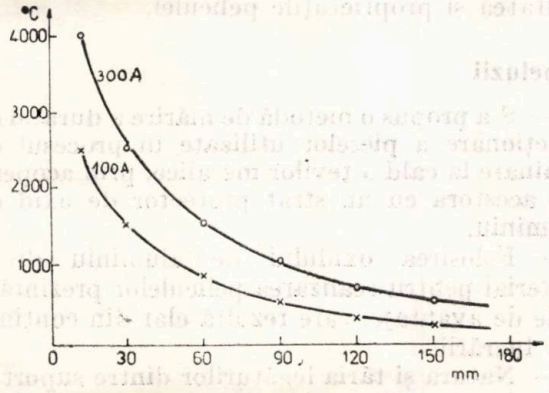


Fig. 5. Variația temperaturii jetului de plasmă, datorită diluării cu aerul atmosferic, în funcție de distanța de la arzător

Se observă o scădere rapidă a temperaturii jetului, ca urmare a diluării cu aerul atmosferic și schimbului de căldură cu acesta.

În același timp, odată cu creșterea conținutului în oxigen jetul devine mai oxidant, iar particulele care se găsesc în el sau procesele ce au loc la suprafața suportului pot suferi influențe nefavorabile. Așa cum se observă în figura 6, concentrația în oxigen a jetului crește relativ repede cu distanța și atinge valoarea maximă a acestuia în aerul atmosferic.

Tot funcție de distanța de depunere, are loc și o scădere a vitezei particulelor, ca urmare a frecării cu mediul ambiant. La viteze mici, forța de ciocnire dintre particulă și suport nu este suficientă pentru formarea unor legături trainice, mai ales mecano-fizice.

În mod analog pot fi analizați și ceilalți factori care intervin în procesul de acoperire. De asemenea, trebuie avută în vedere și influența reciprocă dintre diferiții factori, fapt care determină în ultimă instanță necesitatea abordării unei strategii de experimentare, pentru stabilirea parametrilor optimi. În acest scop au fost selectați unii din factorii variabili ai procesului de acoperire și intervalele de variație, permise tehnologic pentru fiecare din ei, luîndu-se în calcul valorile minime și maxime ale acestora. Analiza statistică a datelor experimentale și dezvoltarea unor relații funcționale

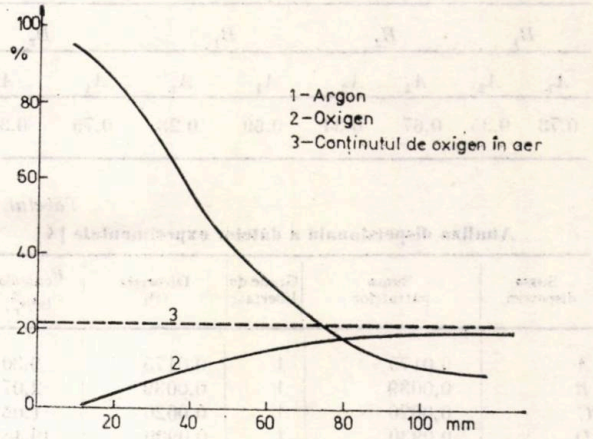


Fig. 6. Variația concentrației în oxigen a jetului de plasmă, funcție de distanța de la arzător

între variabilele independente și cele dependente au permis interpretarea sensului tehnologic al rezultatelor obținute și posibilitatea alegerii valorilor optime pentru parametrii studiați.

Au fost alese ca variabile independente principale ale procesului :

Factorul A — distanța de la capătul arzătorului pînă la suport, mm ;
Factorul B — debitul de pulbere de acoperire, g/min ;
Factorul C — debitul de gaz plasmagen, m^3/h ;
Factorul D — puterea de descărcare, A.

Fiecare dintre factori a fost luat la două niveluri și anume : $A_1 = 10$, mm ; $B_1 = 10$, g/min ; $C_1 = 0{,}8$, m^3/h ; $D_1 = 100$, A ; $A_2 = 50$, mm ; $B_2 = 30$, g/min ; $C_2 = 1{,}2$, m^3/h ; $D_2 = 300$, A.

Drept variabilă independentă a fost considerată aderența peliculei depuse, exprimată în kgf/mm^2, determinată prin metoda cu liant [3].

Programul de desfășurare a determinărilor este prezentat în tabelul 2.

Valorile numerice reprezintă aderența, kgf/mm^2.

Cu ajutorul tabelului semnelor algebrice [4] se calculează efectul trecerii factorilor de la nivelul inferior la cel superior, împreună cu efectele de interacțiune.

În continuare s-a efectuat o analiză dispersională a datelor experimentale ale cărei rezultate sînt prezentate în tabelul 3.

Pentru un prag de semnificație $\alpha = 0{,}05$ și grade de libertate, $\nu_1 = 1$, respectiv $\nu_2 = 5$ din literatură [5] se găsește : $F_{0,05}(i;_5) = 6{,}61$ care, comparat cu valorile lui F calculate, rezultă că factorii A și D au efecte semnificative și prin creșterea lor de la nivelul inferior la cel

Tabelul 2

Schema experienței factoriale 2^4 (cu o singură observație)

D_1								D_1							
C_1				C_2				C_1				C_2			
B_1		B_2		B_1		B_2		B_1		B_2		B_1		B_2	
A_1	A_2	A_1	A_2	A_1	A_2	A_1	A_2	A_1	A_2	A_1	A_2	A_1	A_2	A_1	A_2
0,73	0,35	0,67	0,34	0,69	0,28	0,75	0,35	0,56	0,81	0,63	0,50	0,49	0,75	0,53	0,84

Tabelul 3

Analiza dispersională a datelor experimentale [4]

Sursa dispersiei	Suma pătratelor	Grade de libertate	Dispersia (s^2)	$F_{calculat}$ (s^2/s_r^2)
A	0,0175	1	0,0175	9,30
B	0,0039	1	0,0039	2,07
C	0,0020	1	0,0020	1,06
D	0,0930	1	0,0930	49,46
AB	0,0000	1	0,0000	0,00
AC	0,000025	1	0,000025	0,01
AD	0,4000	1	0,4000	212,76
BC	0,0056	1	0,0056	2,97
BD	0,00063	1	0,00062	0,32
CD	0,0025	1	0,0025	1,32
ABC	0,00022	1		
ABD	0,00022	1		
ACD	0,0049	1		
BCD	0,0016	1		
$ABCD(s_r)$	0,0025	1	$s_r^2 = 0,00188$	

superior se obține o variație semnificativă a aderenței peliculei la suport. De asemenea este semnificativ și efectul interacțiunii AD. Factorii B și C, în intervalul considerat, nu influențează sensibil asupra aderenței peliculei independent de nivelul factorilor A și D.

În continuare, pentru a preciza semnificația efectelor cauzate de variația factorilor studiați, s-a calculat intervalul de încredere în care se încadrează valorile reale ale aderenței :

$$(\bar{X}_1 - \bar{X}_2) \pm t_\alpha \cdot S_r \cdot \sqrt{\frac{1}{k_1} + \frac{1}{k_2}} \qquad (1)$$

unde :

$\bar{X}_1$ este aderența medie observată la nivelul inferior ;

$\bar{X}_2$ — aderența medie observată la nivelul superior ;

$k_1 = k_2 = 8$ — numărul de experimentări efectuate la nivelul inferior, respectiv superior ;

$t_\alpha = 2,571$ din tabele statistice [4] pentru un prag de semnificație $\alpha = 0,05$ și grade de libertate $\nu_1 = 1$ și $\nu_2 = 5$.

Înlocuind în relația (1) se obține :

$$(\bar{X}_1 - \bar{X}_2) \pm 0,054$$

Pentru o creștere a factorului A de la nivelul inferior la cel superior, aderența crește cu o probabilitate de 95%, cu $0,120 \pm 0,054$ kgf/mm^2.

În cazul creșterii factorului D de la nivelul inferior la cel superior aderența va crește cu o probabilitate de 95% cu $0,252 \pm 0,054$ kgf/mm^2.

În aceste condiții la efectuarea acoperirilor se va ține seamă în mod deosebit de valoarea acestor doi factori (A și D), precum și de interacțiunea lor, care determină în ultimă instanță calitatea și proprietățile peliculei.

Concluzii

— S-a propus o metodă de mărire a duratei de funcționare a pieselor utilizate în procesul de laminare la cald a țevilor metalice, prin acoperirea acestora cu un strat protector de oxid de aluminiu.

— Folosirea oxidului de aluminiu drept material pentru realizarea peliculelor prezintă o serie de avantaje, care rezultă clar din conținutul lucrării.

— Natura și tăria legăturilor dintre suport și peliculă sînt determinate atît de compoziția chimică, cît și de condițiile de realizare a procesului de acoperire.

— În vederea testării factorilor semnificativi ai procesului de acoperire, s-a aplicat un calcul statistic care a permis organizarea judicioasă a cercetărilor, cu evitarea efectuării unui număr mare de experimentări needificatoare. Acest calcul poate fi eventual aplicat și asupra altor factori care în alte condiții pot interveni în proces.

— Cercetările vor fi extinse și asupra folosirii altor materiale de acoperire, precum și a altor variante de depunere, cu scopul de a mări cît mai mult posibil duritatea și aderența peliculei depuse și, prin aceasta, durata de funcționare a pieselor utilizate în procesul de laminare la cald a țevilor metalice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Krasnov, A. I., Sarivker, S. Iu. și Zilbererg, V. G. *Nizkotemperaturnaia plasma v metalurghii.* Moscova, Metallurghiia, 1970.

[2] Matting, A. și Steffens, H. În : Schweissen und Schneiden, nr. 17, 1965, p. 12.

[3] Hasui, A. *Tehnika naplenia.* Moscova, Mașinostroienie, 1975.

[4] Glück, A. *Metode matematice în industria chimică.* București, Ed. tehnică, 1971.

[5] * * * *Manualul inginerului chimist.* Vol. I., București, Editura tehnică, 1972.

Conf. dr. ing. A. Aloman
Institutul politehnic — București

Calculul diagramei de echilibru In-Sb

CZ : 669.017.11.001.2

Diagrama de echilibru In-Sb (fig. 1) este, cu solubilitate totală a componenților în stare lichidă, insolubilitate în stare solidă, un compus, InSb, cu compoziție constantă și topire congruentă și două transformări eutectice.

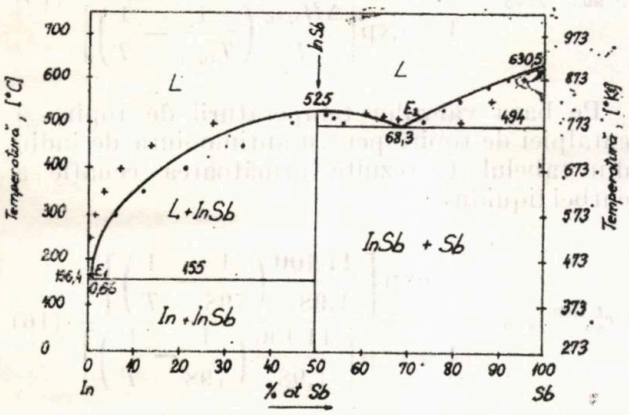


Fig. 1. Diagrama de echilibru In-Sb [1], [2]:
— experimentală; ... calculată, $\alpha = 0$;
+ + +, calculată, $\alpha = 1$

Temperatura de topire și entalpia de topire pentru componenții In, Sb și pentru compusul InSb sînt date în tabelul 1.

Eutecticul E_1[In+InSb] se formează la 0,66% at. Sb și 155°C, iar eutecticul E_2[InSb+Sb] se formează la 68,3% at. Sb și 494°C.

Tabelul 1

Temperatura de topire și entalpia de topire pentru In, Sb și InSb

Substanța	T_{topire} [°C]	T_{topire} [°K]	ΔH_{topire} [cal/mol]
In	157	430	780
Sb	630,5	903,5	4 880
InSb	525	798	11 400

Compusul InSb conține 50% at. Sb și are proprietăți semiconductoare, lărgimea benzii interzise la temperatura camerei fiind $\Delta E = 0{,}18$ eV [3].

Este necesar să se calculeze numai curba liquidus a diagramei $T_{In} - E_1 - T_{InSb} - E_2 - T_{Sb}$. Curba solidus este formată numai din linii drepte orizontale și verticale $T_{In} - e_1 - E_1 - e_2 - T_{InSb} - e_3 - E_2 - e_4 - T_{Sb}$.

Sistemul In-Sb poate fi împărțit în două subsisteme In-InSb și InSb-Sb. Concentrația în subsistemul In-InSb se va nota cu indicele superior prim, x', iar concentrația în subsistemul InSb-Sb se va nota cu indicele superior secund, x''.

Trecerea de la subsisteme la sistemul In-Sb, pentru care concentrația în fracție molară (atomică) se notează cu x_{Sb}, se face cu ajutorul formulelor de transformare de coordonate.

Se va considera că soluția lichidă din sistemul In-Sb este ideală, iar compusul InSb fie nu se disociază la topire (gradul de disociere, $\alpha = 0$), fie se disociază complet la topire ($\alpha = 1$). Demonstrațiile tuturor relațiilor utilizate, teoria generală și importanța calculului termodinamic al diagramelor de echilibru sînt prezentate în lucrările [4], [5].

Liquidusul indiului, $T_{In} - E_1$. În subsistemul In-InSb, dacă gradul de disociere al compusului este zero, ecuația liquidusului $T_{In} - E_1$ are expresia:

$$(x_{In}^{L,In})'_{\alpha=0} = \exp\left[\frac{\Delta H_{In}}{R}\left(\frac{1}{T_{In}} - \frac{1}{T}\right)\right]. \quad (1$$

Trecerea la sistemul In-Sb se face utilizînd relația:

$$(x_{In}^{L,In})_{\alpha=0} = \frac{1}{2 - (x_{In}^{L,In})'_{\alpha=0}} \quad (2)$$

Concentrația stibiului se exprimă prin:

$$(x_{Sb}^{L,In})_{\alpha=0} = 1 - (x_{In}^{L,In})_{\alpha=0} = \frac{1 - (x_{In}^{L,In})'_{\alpha=0}}{2 - (x_{In}^{L,In})'_{\alpha=0}}. \quad (3)$$

Introducînd (1) în (3), se obține:

$$(x_{Sb}^{L,In})_{\alpha=0} = \frac{1 - \exp\left[\frac{\Delta H_{In}}{R}\left(\frac{1}{T_{In}} - \frac{1}{T}\right)\right]}{2 - \exp\left[\frac{\Delta H_{In}}{R}\left(\frac{1}{T_{In}} - \frac{1}{T}\right)\right]}. \quad (4)$$

Folosind valorile temperaturii de topire, T_{In}, și entalpiei de topire, ΔH_{In}, din tabelul 1, rezultă următoarea ecuație a curbei liquidus:

$$(x_{Sb}^{L,In})_{\alpha=0} = \frac{1 - \exp\left[\frac{780}{1{,}987}\left(\frac{1}{430} - \frac{1}{T}\right)\right]}{2 - \exp\left[\frac{780}{1{,}987}\left(\frac{1}{430} - \frac{1}{T}\right)\right]} \quad (5)$$

Dacă $\alpha = 1$, expresia liquidusului indiului devine:

$$(x_{In}^{L,In})'_{\alpha=1} = \frac{2\exp\left[\frac{\Delta H_{In}}{R}\left(\frac{1}{T_{In}} - \frac{1}{T}\right)\right]}{1 + \exp\left[\frac{\Delta H_{In}}{R}\left(\frac{1}{T_{In}} - \frac{1}{T}\right)\right]} \quad (6)$$

iar :

$$(x_{In}^{L,In})_{\alpha=1} = \frac{1}{2 - (x_{In}^{L,In})'_{\alpha=1}} \quad (7)$$

și :

$$(x_{Sb}^{L,In})_{\alpha=1} = 1 - (x_{In}^{L,In})_{\alpha=1} = \frac{1 - (x_{In}^{L,In})'_{\alpha=1}}{2 - (x_{In}^{L,In})'_{\alpha=1}} \quad (8)$$

Introducînd (6) în (8), se obține :

$$(x_{Sb}^{L,In})_{\alpha=1} = \frac{1 - \exp\left[\frac{\Delta H_{In}}{R}\left(\frac{1}{T_{In}} - \frac{1}{T}\right)\right]}{2} \quad (9)$$

Folosind datele din tabelul 1 rezultă următoarea ecuație a curbei liquidus :

$$(x_{Sb}^{L,In})_{\alpha=1} = \frac{1 - \exp\left[\frac{780}{1{,}987}\left(\frac{1}{430} - \frac{1}{T}\right)\right]}{2} \quad (10)$$

Datele calculate cu relațiile (5) și (10) sînt prezentate în tabelul 2.

Tabelul 2

Liquidusul $T_{In} - E$ calculat

T [°K]	$(x_{Sb}^{L,In})_{\alpha=0}$	$(x_{Sb}^{L,In})_{\alpha=1}$
430	0	0
429,5	0,001061	0,0005
429	0,00212	0,001062
428,5	0,00318	0,00159
428	0,00423	0,00212
426	0,00846	0,00426

Liquidusul compusului, $T_{InSb} - E_1$. În subsistemul In-InSb, pentru $\alpha = 0$, ecuația liquidusului compusului este :

$$(x_{InSb}^{L,InSb})'_{\alpha=0} = \exp\left[\frac{\Delta H_{InSb}}{R}\left(\frac{1}{T_{InSb}} - \frac{1}{T}\right)\right] \quad (11)$$

și :

$$(x_{In}^{L,InSb})'_{\alpha=0} = 1 - (x_{InSb}^{L,InSb})'_{\alpha=0} \quad (12)$$

Trecerea la sistemul In-Sb se face utilizînd relația :

$$(x_{In}^{L,InSb})_{\alpha=0} = \frac{1}{2 - (x_{In}^{L,InSb})'_{\alpha=0}} \quad (13)$$

iar :

$$(x_{Sb}^{L,InSb})_{\alpha=0} = 1 - (x_{In}^{L,InSb})_{\alpha=0} =$$

$$= \frac{1 - (x_{In}^{L,InSb})'_{\alpha=0}}{2 - (x_{In}^{L,InSb})'_{\alpha=0}} = \frac{(x_{InSb}^{L,InSb})'_{\alpha=0}}{1 + (x_{InSb}^{L,InSb})'_{\alpha=0}} \quad (14)$$

Introducînd (11) în (14), se obține :

$$(x_{Sb}^{L,InSb})_{\alpha=0} = \frac{\exp\left[\frac{\Delta H_{InSb}}{R}\left(\frac{1}{T_{InSb}} - \frac{1}{T}\right)\right]}{1 + \exp\left[\frac{\Delta H_{InSb}}{R}\left(\frac{1}{T_{InSb}} - \frac{1}{T}\right)\right]} \quad (15)$$

Pe baza valorilor temperaturii de topire și entalpiei de topire pentru antimoniura de indiu din tabelul 1, rezultă următoarea ecuație a curbei liquidus :

$$(x_{Sb}^{L,InSb})_{\alpha=0} = \frac{\exp\left[\frac{11\,400}{1{,}987}\left(\frac{1}{798} - \frac{1}{T}\right)\right]}{1 + \exp\left[\frac{11\,400}{1{,}987}\left(\frac{1}{798} - \frac{1}{T}\right)\right]} \quad (16)$$

În cazul în care $\alpha = 1$, pentru ecuația liquidusului compusului în subsistemul In-InSb trebuie utilizată relația :

$$(x_{InSb}^{L,InSb})'_{\alpha=1} = \frac{1 - \left\{1 - \exp\left[\frac{\Delta H_{InSb}}{R}\left(\frac{1}{T_{InSb}} - \frac{1}{T}\right)\right]\right\}^{1/2}}{1 + \left\{1 - \exp\left[\frac{\Delta H_{InSb}}{R}\left(\frac{1}{T_{InSb}} - \frac{1}{T}\right)\right]\right\}^{1/2}} \quad (17)$$

Atunci, ținînd seamă că :

$$(x_{In}^{L,InSb})'_{\alpha=1} = 1 - (x_{InSb}^{L,InSb})'_{\alpha=1} \quad (18)$$

$$(x_{In}^{L,InSb})_{\alpha=1} = \frac{1}{2 - (x_{In}^{L,InSb})'_{\alpha=1}} \quad (19)$$

$$(x_{Sb}^{L,InSb})_{\alpha=1} = 1 - (x_{In}^{L,InSb})_{\alpha=1} \quad (20)$$

se obține :

$$(x_{Sb}^{L,InSb})_{\alpha=1} = \frac{1 - \left\{1 - \exp\left[\frac{\Delta H_{InSb}}{R}\left(\frac{1}{T_{InSb}} - \frac{1}{T}\right)\right]\right\}^{1/2}}{2} \quad (21)$$

Folosind valorile din tabelul 1, rezultă ecuația curbei liquidus a compusului :

$$(x_{Sb}^{L,InSb})_{\alpha=1} = \frac{1 - \left\{1 - \exp\left[\frac{11\,400}{1{,}987}\left(\frac{1}{798} - \frac{1}{T}\right)\right]\right\}^{1/2}}{2} \quad (22)$$

Datele calculate cu relațiile (16) și (22) sînt prezentate în tabelul 3 și în figura 1.

Tabelul 3

Lichidusul $T_{InSb} - E_1$ calculat

T [°K]	$(x_{Sb}^{L,InSb})_{\alpha=0}$	$(x_{Sb}^{L,InSb})_{\alpha=1}$
798	0,5	0,5
773	0,442	0,272
723	0,321	0,137
673	0,208	0,070
623	0,117	0,034
573	0,056	0,015
523	0,022	0,005
473	0,007	0,001
423	0,001	0,0004
373	0,000000345	0,0000000863

Lichidusul compusului, $T_{InSb} - E_2$. În subsistemul InSb-Sb, pentru $\alpha = 0$, ecuația lichidusului antimoniurii (stibiurii) de indiu este identică cu (11):

$$(x_{InSb}^{L,InSb})''_{\alpha=0} = \exp\left[\frac{\Delta H_{InSb}}{R}\left(\frac{1}{T_{InSb}} - \frac{1}{T}\right)\right] \quad (23)$$

iar:

$$(x_{Sb}^{L,InSb})''_{\alpha=0} = 1 - (x_{InSb}^{L,InSb})''_{\alpha=0} \quad (24)$$

Trecerea la sistemul In-Sb se face cu relația:

$$(x_{Sb}^{L,InSb})_{\alpha=0} = \frac{1}{2 - (x_{Sb}^{L,InSb})''_{\alpha=0}} \quad (25)$$

Ținînd seamă de (23) și (24), relația (25) devine:

$$(x_{Sb}^{L,InSb})_{\alpha=0} = \frac{1}{1 + \exp\left[\frac{\Delta H_{InSb}}{R}\left(\frac{1}{T_{InSb}} - \frac{1}{T}\right)\right]} \quad (26)$$

Introducînd valorile din tabelul 1, se obține ecuația lichidusului:

$$(x_{Sb}^{L,InSb})_{\alpha=0} = \frac{1}{1 + \exp\left[\frac{11\,400}{1{,}987}\left(\frac{1}{798} - \frac{1}{T}\right)\right]} \quad (27)$$

Dacă $\alpha = 1$, expresia lichidusului compusului în subsistemul InSb-Sb devine identică cu (17):

$$(x_{InSb}^{L,InSb})''_{\alpha=1} = \frac{1 - \left\{1 - \exp\left[\frac{\Delta H_{InSb}}{R}\left(\frac{1}{T_{InSb}} - \frac{1}{T}\right)\right]\right\}^{1/2}}{1 + \left\{1 - \exp\left[\frac{\Delta H_{InSb}}{R}\left(\frac{1}{T_{InSb}} - \frac{1}{T}\right)\right]\right\}^{1/2}} \quad (28)$$

Utilizînd relațiile:

$$(x_{Sb}^{L,InSb})''_{\alpha=1} = 1 - (x_{InSb}^{L,InSb})''_{\alpha=1} \quad (29)$$

$$(x_{Sb}^{L,InSb})_{\alpha=1} = \frac{1}{2 - (x_{Sb}^{L,InSb})''_{\alpha=1}} = \frac{1}{1 + (x_{InSb}^{L,InSb})''_{\alpha=1}} \quad (30)$$

rezultă:

$$(x_{Sb}^{L,InSb})_{\alpha=1} = \frac{1 + \left\{1 - \exp\left[\frac{\Delta H_{InSb}}{R}\left(\frac{1}{T_{InSb}} - \frac{1}{T}\right)\right]\right\}^{1/2}}{2} \quad (31)$$

Folosind valorile din tabelul 1, se obține următoarea ecuație a curbei lichidus:

$$(x_{Sb}^{L,InSb})_{\alpha=1} = \frac{1 + \left\{1 - \exp\left[\frac{11\,400}{1{,}987}\left(\frac{1}{798} - \frac{1}{T}\right)\right]\right\}^{1/2}}{2} \quad (32)$$

Datele calculate cu relațiile (27) și (32) sînt prezentate în tabelul 4.

Tabelul 4

Lichidusul $T_{InSb} - E_2$ calculat

T [°K]	$(x_{Sb}^{L,InSb})_{\alpha=0}$	$(x_{Sb}^{L,InSb})_{\alpha=1}$
798	0,5	0,5
793	0,511	0,605
788	0,522	0,647
783	0,534	0,679
778	0,546	0,705
773	0,557	0,727
768	0,569	0,747
763	0,581	0,765

Lichidusul stibiului, $T_{Sb} - E_2$. În subsistemul InSb-Sb, pentru $\alpha = 0$, ecuația lichidusului stibiului, $T_{Sb} - E_2$, are expresia:

$$(x_{Sb}^{L,Sb})''_{\alpha=0} = \exp\left[\frac{\Delta H_{Sb}}{R}\left(\frac{1}{T_{Sb}} - \frac{1}{T}\right)\right] \quad (33)$$

Trecerea la sistemul In-Sb se face utilizînd relația :

$$(x_{Sb}^{L,Sb})_{\alpha=0} = \frac{1}{2 - (x_{Sb}^{L,Sb})''_{\alpha=0}} \quad (34)$$

Introducînd (33) în (34) se obține :

$$(x_{Sb}^{L,Sb})_{\alpha=0} = \frac{1}{2 - \exp\left[\frac{\Delta H_{Sb}}{R}\left(\frac{1}{T_{Sb}} - \frac{1}{T}\right)\right]} \quad (35)$$

Utilizînd valorile din tabelul 1, rezultă ecuația liquidusului stibiului :

$$(x_{Sb}^{L,Sb})_{\alpha=0} = \frac{1}{2 - \exp\left[\frac{4\,880}{1{,}987}\left(\frac{1}{903{,}5} - \frac{1}{T}\right)\right]} \quad (36)$$

În cazul în care $\alpha = 1$, ecuația curbei liquidus $T_{Sb} - E_2$ în subsistemul InSb—Sb este :

$$(x_{Sb}^{L,Sb})''_{\alpha=1} = \frac{2 \exp\left[\frac{\Delta H_{Sb}}{R}\left(\frac{1}{T_{Sb}} - \frac{1}{T}\right)\right]}{1 + \exp\left[\frac{\Delta H_{Sb}}{R}\left(\frac{1}{T_{Sb}} - \frac{1}{T}\right)\right]} \quad (37)$$

Trecînd la sistemul In-Sb, cu ajutorul transformării :

$$(x_{Sb}^{L,Sb})_{\alpha=1} = \frac{1}{2 - (x_{Sb}^{L,Sb})''_{\alpha=1}} \quad (38)$$

rezultă ecuația liquidusului :

$$(x_{Sb}^{L,Sb})_{\alpha=1} = \frac{1 + \exp\left[\frac{\Delta H_{Sb}}{R}\left(\frac{1}{T_{Sb}} - \frac{1}{T}\right)\right]}{2} \quad (39)$$

care, pe baza valorilor din tabelul 1, devine :

$$(x_{Sb}^{L,Sb})_{\alpha=1} = \frac{1 + \exp\left[\frac{4\,880}{1{,}987}\left(\frac{1}{903{,}5} - \frac{1}{T}\right)\right]}{2} \quad (40)$$

Datele calculate cu relațiile (36) și (40) sînt prezentate în tabelul 5 și în figura 1.

În figura 1, pe lîngă diagrama de echilibru In-Sb experimentală, sînt marcate și puncte de pe acele curbe liquidus calculate care pot fi reprezentate satisfăcător la scara diagramei.

Din examinarea diagramei de echilibru experimentale se constată că liquidusul compusului InSb prezintă un maxim aplatizat, de unde se poate trage concluzia că la topire se obține o disociere considerabilă [6].

Liquidusurile $T_{InSb} - E_1$ și $T_{InSb} - E_2$ experimentale sînt situate între curba calculată pentru $\alpha = 0$ și curba calculată pentru $\alpha = 1$,

Tabelul 5

Liquidusul $T_{Sb} - E_2$ calculat

T [°K]	$(x_{Sb}^{L,Sb})_{\alpha=0}$	$(x_{Sb}^{L,Sb})_{\alpha=1}$
903,5	1	1
893	0,969	0,984
883	0,942	0,969
873	0,916	0,954
863	0,893	0,940
853	0,870	0,925
843	0,849	0,911
833	0,829	0,897
823	0,810	0,883
813	0,792	0,869
803	0,776	0,855
793	0,760	0,842
783	0,745	0,829
773	0,730	0,815
763	0,717	0,803

ambele curbe fiind calculate în cazul soluției ideale. De aceea se poate considera că aproximația soluției lichide ideale este satisfăcătoare. În intervalul E_2—Sb, liquidusul experimental este situat deasupra celor două curbe calculate și se poate trage concluzia că soluția lichidă se abate de la idealitate în acest domeniu.

Atunci cînd soluția lichidă este considerată ideală, din relațiile (4) sau (9), (15) sau (21), (26) sau (31), (35) sau (39), în ipoteza că $\alpha = 0$ sau $\alpha = 1$ și avînd la dispoziție o determinare experimentală precisă numai pentru un punct de pe una din curbele liquidus, se poate calcula entalpia de topire ΔH_{In}, ΔH_{InSb} sau ΔH_{Sb}.

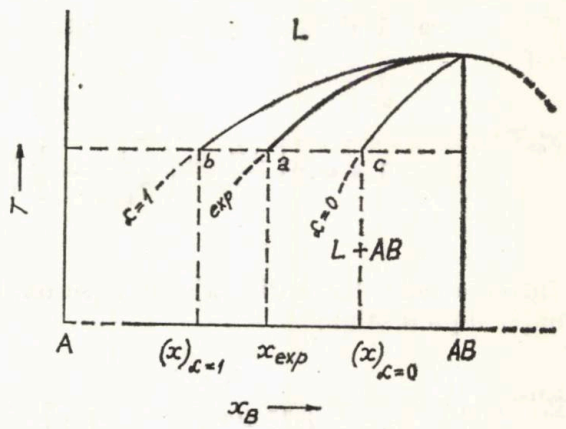


Fig. 2. Schemă pentru evaluarea gradului de disociere a compusului AB

De exemplu, considerînd $\alpha = 1$, din relația (21) pentru liquidusul $T_{InSb} - E_1$, se poate determina căldura de topire a antimoniurii de indiu:

$$\Delta H_{InSb} = \frac{R \ln[4x_{Sb}(1 - x_{Sb})]}{\frac{1}{T_{InSb}} - \frac{1}{T}} \qquad (41)$$

unde x_{Sb} și T se înlocuiesc cu coordonatele unui punct experimental.

Examinînd diagrama de echilibru (fig. 1) la temperaturi ridicate, în vecinătatea compoziției stoichiometrice a compusului InSb se observă că liquidusul experimental este mai apropiat de curba calculată pentru $\alpha = 1$, ceea ce semnifică o disociere avansată la topire a antimoniurii de indiu.

În cazul disocierii parțiale a compusului AB (de exemplu, InSb), dacă se ține seamă de mărimea gradului de disociere ($0 < \alpha < 1$) și de entalpia de disociere, $\Delta H_{d,AB}$, la temperatura de topire, ecuația curbei liquidus $T_{AB} - E_1$ devine [4]:

$$x_B^{L,AB} = \frac{\left[1 + \left(\frac{1-\alpha}{1+\alpha}\exp\left[\frac{\Delta H_{AB}}{R}\left(\frac{1}{T_{AB}} - \frac{1}{T}\right)\right]\right) - \left\{\left[1 - \left(\frac{1-\alpha}{1+\alpha}\right)\exp\left[\frac{\Delta H_{AB}}{R}\left(\frac{1}{T_{AB}} - \frac{1}{T}\right)\right]\right]^2 - 4\frac{\alpha^2}{(1+\alpha)^2}\exp\left[\frac{\Delta H_{AB}}{R}\left(\frac{1}{T_{AB}} - \frac{1}{T}\right)\right]\exp\left[\frac{\Delta H_{d,AB}}{R}\left(\frac{1}{T_{AB}} - \frac{1}{T}\right)\right]\right\}^{1/2}\right]}{2\left\{1 + \left(\frac{1-\alpha}{1+\alpha}\right)\exp\left[\frac{\Delta H_{AB}}{R}\left(\frac{1}{T_{AB}} - \frac{1}{T}\right)\right]\right\}} \qquad (43)$$

În cazul în care curba liquidus experimentală se află între curbele calculate pentru $\alpha = 0$ și $\alpha = 1$ este evident, din figura 2, că se poate evalua gradul de disociere a compusului cu relația:

$$\alpha = \frac{ae}{bc} = \frac{(x)_{\alpha=0} - x_{exp}}{(x)_{\alpha=0} - (x)_{\alpha=1}} \qquad (42)$$

alegîndu-se pentru determinare o temperatură cît mai apropiată de temperatura de topire.

Pentru compusul InSb, alegînd curba liquidus $T_{InSb} - E_1$, temperatura de 500°C și utilizînd datele din figura 1 și tabelul 3 rezultă un grad de disociere:

$$\alpha = \frac{0{,}442 - 0{,}331}{0{,}442 - 0{,}272} = \frac{0{,}111}{0{,}17} = 0{,}65$$

Cunoscîndu-se coordonatele unui punct de pe curba liquidus experimentală, se poate calcula una din mărimile $\Delta H_{d,AB}$, ΔH_{AB} sau α, celelalte două mărimi fiind date; dacă se cunosc coordonatele a două puncte experimentale se pot determina două din cele trei mărimi; pe baza a trei puncte experimentale se poate calcula entalpia de disociere, entalpia de topire și gradul de disociere a compusului AB.

BIBLIOGRAFIE

[1] Hansen, M. și Anderko, K. *Constitution of binary alloys.* New York, McGraw-Hill, 1958.

[2] * * * *Metals Handbook.* Vol. 8. *Metallography, structures and phase diagrams.* Metals Park, Ohio, American Society for Metals, 1973.

[3] Aloman, A. *Sinteza, purificarea și monocristalizarea compusului semiconductor InSb.* În: Metalurgia, nr. 1, 1977, p. 42–48.

[4] Aloman, A. *Elemente de teoria aliajelor.* București, Institutul politehnic, 1977.

[5] Aloman, A. *Calculul termodinamic al diagramei de echilibru Si-Al.* În: Cercetări metalurgice, vol. 18, 1977, p. 577–601.

[6] Aloman, A. *Compuși cu compoziție variabilă.* București, Institutul politehnic, 1972.

Determinarea experimentală a rezistivității electrice a prafurilor din metalurgia neferoasă

Dr. ing. P. Moldovan
și dr. ing. Lucia Tocaci
Institutul politehnic — București

CZ : 669.2/.8 : 628.511

Filtrele electrice utilizate la desprăfuirea gazelor în industria metalurgică neferoasă au un randament ridicat care este însă condiționat de o serie de parametri ai amestecului gaz-praf. Unul din parametrii de bază ai prafului este rezistivitatea care în general nu trebuie să depășească valoarea 10^{11} Ω·cm.

Electrofiltrele funcționează normal, cu un randament ridicat, la o rezistivitate electrică a prafului cuprinsă între 10^4 și 10^{11} Ω · cm.

Pentru măsurarea rezistivității prafului se utilizează metoda sondelor. Aceasta se bazează pe trecerea unui curent electric prin probă și măsurarea căderii de tensiune între două puncte ale probei cu ajutorul sondelor.

Metoda cu două sonde. Această metodă de măsurare a rezistivității este cea mai simplă, realizîndu-se conform schemei din figura 1.

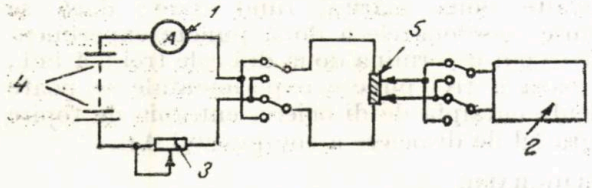


Fig. 1. Schema de măsurare a rezistivității :
1 — ampermetru ; *2* — potențiometru ; *3* — reostat ; *4* — sursă de alimentare ; *5* — probă

Proba se prinde între două sonde metalice, măsurîndu-se distanța dintre acestea.

Rezistivitatea electrică a probei se calculează cu ajutorul relației :

$$\rho = \frac{V \cdot S}{Il}, \ \Omega \cdot \text{cm} \qquad (1)$$

în care : V este căderea de tensiune măsurată, V ; S — suprafața secțiunii transversale a probei, cm^2 ; I — intensitatea curentului, A ; l — distanța dintre cele două sonde, cm.

Intensitatea curentului se măsoară cu ampermetrul montat în circuit. Căderea de tensiune se măsoară prin metoda compensării cu ajutorul potențiometrului montat în circuit. Pentru evitarea influenței asimetriei electrice a sondelor, măsurarea se realizează în ambele sensuri ale trecerii curentului electric ; în acest scop se utilizează întrerupătorul prevăzut în circuit.

Secțiunea probei trebuie să fie constantă pe toată lungimea acesteia pentru a nu se obține erori de măsurare. De obicei eroarea de măsurare nu depășește 3 — 5%. În acest interval de valoare nu intră însă eroarea dată de tensiunea termoelectromotoare a materialului electrozilor de măsură. La un curent constant, în punctele de legătură a electrozilor de măsură cu proba de praf, din cauza efectului Peltier are loc o degajare de căldură la un contact și o absorbție de căldură la celălalt contact. Tensiunea termoelectromotoare, care ia naștere ca urmare a diferenței de temperatură la capetele probei, se însumează algebric cu căderea chimică de tensiune la sonde, micșorînd sau mărind această valoare.

Semnul acestei tensiuni suplimentare depinde de sensul curentului electric și, ca urmare, măsurarea pentru două sensuri ale curentului care trece prin probă nu înlătură erorile de măsură date de acest efect.

Dacă rezistența probei nu este constantă pe toată lungimea, atunci apare și un gradient de temperatură, datorită degajării diferite a căldurii Joule în diferite zone ale probei.

Pentru evitarea acestor erori se pot lua o serie de măsuri, utilizîndu-se diferite scheme electrice. Una din scheme este dată în figura 2.

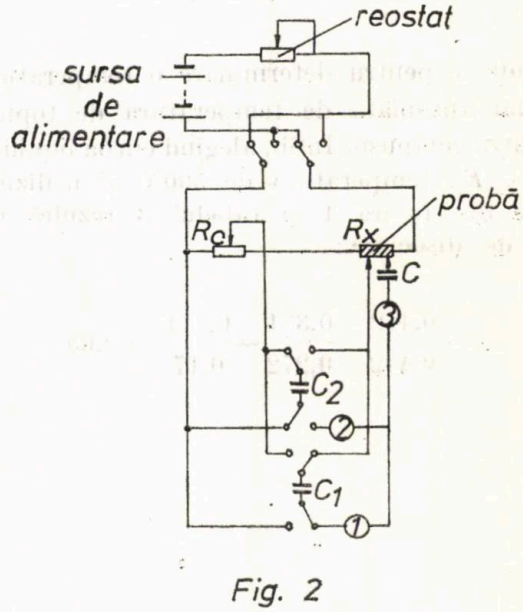


Fig. 2

Fig. 2. Schema instalației de măsurare a rezistivității cu condensatori

Căderea de tensiune la rezistența R_e cunoscută este „memorată" de condensatoarele C_1 și C_2 și este comparată cu căderea de tensiune la rezistența R_x a probei de măsurat. În procesul de măsurare, mărimea rezistenței R_e se modifică

pînă cînd curentul electric prin indicator devine nul, ceea ce indică egalitatea celor două rezistențe.

Schema din figura 2 permite măsurarea atît a valorii medii a rezistenței pentru cele două sensuri ale curentului electric, cît și rezistența probei pentru fiecare sens al curentului. Pentru măsurarea valorii medii a rezistenței, galvanometrul — care servește ca indicator nul — este montat în punctul *3* al schemei printr-un întrerupător nefigurat pe schemă. Se notează cu R'_x valoarea rezistenței în sens direct al curentului și cu R''_x aceeași valoare în sens invers. Rezultă deci :

$$I'R'_x + V_c = R_e I'' \tag{2}$$

$$I''R''_x - V_c = R_e I' \tag{3}$$

în care : V_c este tensiunea, V, pînă la care se încarcă condensatorul C ca efect al tensiunii termoelectromotoare, dacă pe probă are loc un gradient de temperatură.

Însumînd relațiile (2) și (3), se obține :

$$I'R'_x + I''R''_x = R_e (I' + I'') \tag{4}$$

Dacă rezistența probei nu depinde de sensul curentului electric, adică $R'_x = R''_x = R_x$, atunci condițiile de echilibru se realizează la orice raport I'/I''.

Dacă însă $R'_x \neq R''_x$, atunci pentru echilibrarea tensiunilor este necesar ca $I' = I'' = I$, adică :

$$I(R'_x + R''_x) = 2 R_x I \tag{5}$$

$$R_x = \frac{R'_x + R''_x}{2} \tag{6}$$

Din relația (6) rezultă că în acest fel se măsoară valoarea medie (aritmetică) a celor două valori ale rezistenței probei.

Pentru măsurarea neliniarității rezistenței probei, galvanometrul se montează la început în punctul *1*, apoi în punctul *2* al schemei. Sensibilitatea se micșorează în acest fel de două ori. Condensatorul C, în acest caz, este șuntat, iar $I' = I''$.

Domeniul de utilizare a schemei este determinat de mărimea rezistenței etalon (R_e).

Eroarea de măsurare prin această metodă este redusă de numai 0,5 — 1%. Rezistivitatea probei de praf este dată de relația :

$$\rho = R_x \cdot \frac{S}{l}, \ \Omega \cdot \text{cm} \tag{7}$$

în care : S este aria secțiunii probei, cm^2; l — distanța dintre sonde, cm.

Metoda cu patru sonde. Această metodă este mai precisă decît prima și constă în utilizarea a patru sonde dispuse pe suprafața plană a probei de măsurat (fig. 3).

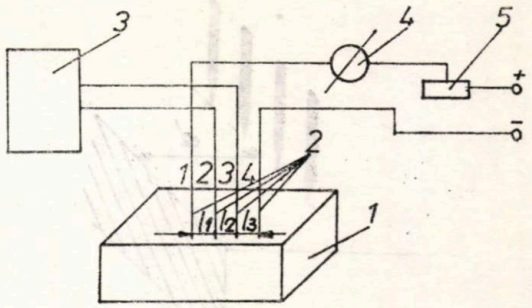


Fig. 3. Instalația de măsurare a rezistivității prin metoda celor patru sonde :
1 — probă ; *2* — sonde ; *3* — potențiometru ; *4* — miliampermetru ; *5* — reostat

Prin cele două sonde marginale se trece un curent electric de intensitate I, iar între sondele centrale se măsoară căderea de tensiune V (fig. 4).

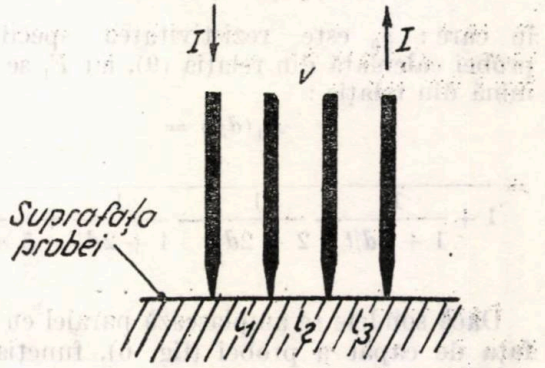


Fig. 4. Amplasarea sondelor pe suprafața probelor

Dacă $l_1 \neq l_2 \neq l_3$, rezistivitatea se determină din relația :

$$\rho = \frac{2\pi V}{I} \cdot \frac{1}{\left(\frac{1}{l_1} + \frac{1}{l_3} - \frac{1}{l_1 + l_2} - \frac{1}{l_1 + l_3}\right)}, \ \Omega \cdot \text{cm} \tag{8}$$

în care : V este căderea de tensiune, V ; I — intensitatea curentului, A ; l_1, l_2, l_3 — distanțele dintre sonde, cm.

Dacă $l_1 = l_2 = l_3 = l$, relația (8) devine :

$$\rho = \frac{2\pi V l}{I}, \ \Omega \cdot \text{cm} \tag{9}$$

Relația (9) este valabilă în cazul cînd proba se poate considera ca avînd un volum foarte mare. Dacă proba este o bandă de grosime apropiată de distanța dintre sonde, iar distanța de la sonde pînă la marginea probei este de același ordin de mărime cu distanța dintre sonde, atunci linia de curent în probă are o deviație destul de importantă și în acest caz pentru obținerea unor rezultate bune este necesar în relația (9) să se introducă un coeficient de formă geometrică a probei.

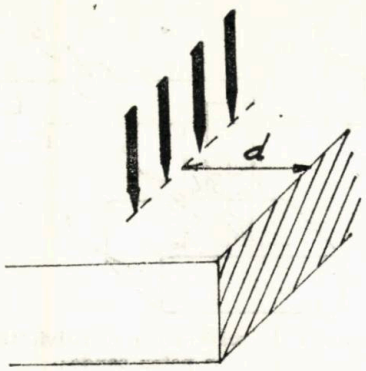


Fig. 5. Amplasarea sondelor pe probă (varianta *II*)

Dacă sondele se amplasează pe o dreaptă perpendiculară pe suprafaţa de capăt a probei (fig. 5) la distanţa d, atunci rezistivitatea probei se calculează cu relaţia :

$$\rho = \rho_0 F_1(d/l),\ \Omega\cdot\text{cm} \qquad (10)$$

în care : ρ_0 este rezistivitatea specifică a probei calculată din relaţia (9), iar F_1 se determină din relaţia :

$$F_1(d/l) = \frac{1}{1 + \dfrac{1}{1+2d/l} - \dfrac{1}{2+2d/l} - \dfrac{1}{4+2d/l} + \dfrac{1}{5+2d/l}} \qquad (11)$$

Dacă sondele se amplasează paralel cu suprafaţa de capăt a probei (fig. 6), funcţia F se calculează din formula :

$$F_2(d/l) = \frac{1}{1 + \dfrac{2}{[1+(2d/l)^2]^{1/2}} - \dfrac{1}{[1+(2d/l)^2]^{1/2}}} \qquad (12)$$

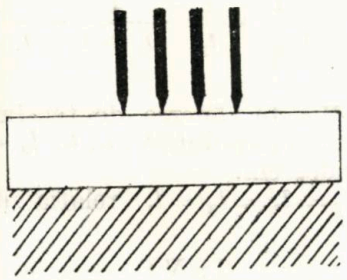


Fig. 6. Amplasarea sondelor pe probă (varianta *III*)

Pentru probe de grosime redusă h de formă paralelipipedică, aşezate pe o suprafaţă izolantă, rezistivitatea se determină din relaţia :

$$\rho = \frac{\rho_0}{G_{1,2}(h/l)} \qquad (13)$$

în care :

$$G_1(h/l) = 1 + 4\frac{l}{h}\sum_{n=1}^{\infty}(-1)^n \cdot \left\{\frac{1}{[(l/h)^2 + (2n)^2]^{1/2}} - \frac{1}{[(2l/h)^2 + (2n)^2]^{1/2}}\right\} \qquad (14)$$

$$G_2(h/l) = 1 + 4\frac{l}{h}\sum_{n=1}^{\infty}\left\{\frac{1}{[(l/h)^2 + (2n)^2]^{1/2}} - \frac{1}{[(2l/h)^2 + (2n)^2]^{1/2}}\right\} \qquad (15)$$

După cum rezultă din relaţia (9), sensibilitatea instalaţiei de măsurare cu patru sonde este proporţională cu raportul l/l. De obicei distanţa dintre sonde este de 0,1 — 0,2 cm.

Sondele pot fi amplasate de asemenea două cîte două pe părţile opuse ale probei (fig. 7).

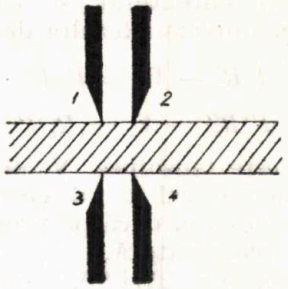


Fig. 7. Amplasarea sondelor pe probă (varianta *IV*)

În acest caz sondele de curent sînt *1* şi *3*, iar sondele de tensiune, *2* şi *4*. Avantajul acestei variante este posibilitatea utilizării unor sonde mai masive. Calculul rezistivităţii în acest caz se face conform relaţiei :

$$\rho = \frac{2\pi l V}{I} \cdot \frac{1}{2 + 4\dfrac{l}{h}\sum_{n=1}^{\infty}(-1)^n\left[\left(\dfrac{l}{h}\right)^2 + n^2\right]^{-1/2}}$$

Dacă se ia raportul $l/h < 0{,}1$, atunci relaţia devine :

$$\rho = \frac{2\pi l V}{I} \cdot \frac{1}{2 + \dfrac{4l}{h} 1\, n\, 2} \qquad (17)$$

Una din variantele constructive ale capului de măsurare este dată în figura 8.

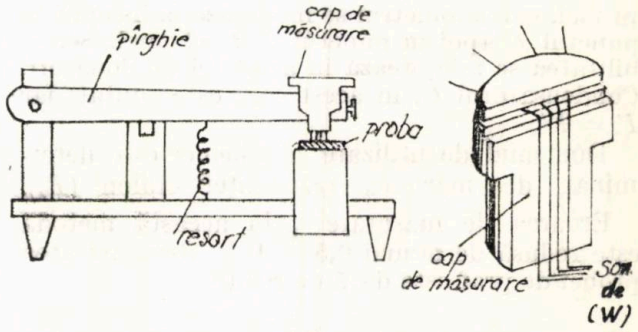


Fig. 8. Construcţia capului de măsurare cu patru sonde

Sondele *4* sînt confecţionate din sîrmă de wolfram cu Ø 0,31 mm şi introduse în capul *2*, distanţa dintre sonde fiind de 0,159 mm. În acest fel $2\pi l = 1$ mm. Capul de măsurare este prins pe pîrghia mobilă întinsă de arcul 3.

Metodele descrise asigură o măsurare a valorilor rezistivităţii prafului în domeniul $10^4 - 10^{11}\ \Omega\cdot\text{cm}$.

Ing. L. Szabó, ing. A. Pálfalvi,
ing. Z. Spârchez, ing. V. Constantinescu,
ing. R.L. Orban, ing. I. Iakab și
ing. V. Barna
Institutul politehnic — Cluj-Napoca

Valorificarea superioară a unor deșeuri prin procedee ale metalurgiei pulberilor

CZ : 621.762.004.8

Cercetările abordate de colectivul de la Institutul politehnic — Cluj-Napoca — legate de recuperarea și valorificarea superioară a metalelor — au fost orientate spre obținerea de pulberi metalice și reintroducerea acestora în circuitul economic în special prin metalurgia pulberilor, tehnologie modernă, cu bază industrială în plină dezvoltare și cu tradiții cunoscute în Cluj-Napoca.

Baza de materii prime a procedeelor tehnologice elaborate și aplicate industrial și a celor în curs de cercetare și experimentare o formează în general deșeurile greu recuperabile prin alte procedee și cu eficiență economică mai slabă decît prin metalurgia pulberilor.

În cele ce urmează se prezintă principalele rezultate obținute de colectivul de specialiști de la I.P.C.N., în asigurarea bazei de materii prime pentru metalurgia pulberilor prin prelucrarea deșeurilor și valorificarea superioară a pulberilor metalice fabricate prin aplicarea procedeelor elaborate.

Pulberi de fier. După cum este cunoscut, pulberile de fier, pe lîngă alte aplicații industriale, constituie materia primă pentru circa 80% din produsele sinterizate pentru construcția de mașini, motiv pentru care rezolvarea tehnologiei de fabricație industrială a fost abordată și rezolvată cu prioritate, în vederea reducerii cantităților de pulberi importate.

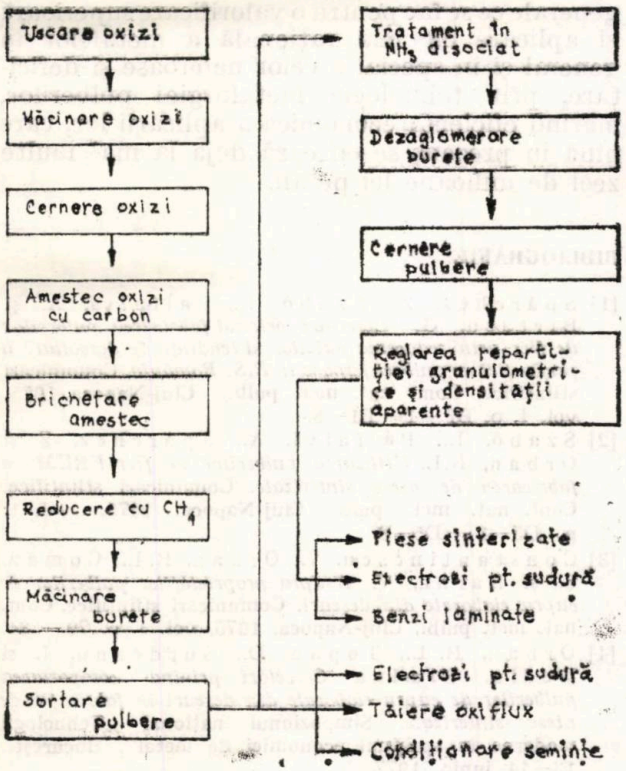


Fig. 1. Itinerar tehnologic pentru fabricarea pulberilor de fier

Procedeul elaborat și aplicat industrial se bazează pe reducerea cu carbon și gaz metan a oxizilor de fier, rezultați de la laminarea oțelului, și constă din următoarele faze principale prezentate în figura 1 [1].

Sortimentele de pulberi de fier românești standardizate au caracteristici fizico-chimice și tehnologice, care le clasează calitativ între cele mai bune pulberi de fier produse de firmele specializate din străinătate și înlocuiesc cu succes sortimentele din import [2]. Urmează ca printr-o dezvoltare corespunzătoare a fabricației să se asigure și cantitativ necesarul diferitelor sectoare industriale, necesar ce se cifrează la ordinul a 8—10 mii t/an.

Pulberi de cupru. O altă direcție de cercetare, în care s-au înregistrat rezultate promițătoare, este aceea a valorificării deșeurilor de cupru prin recuperarea cuprului sub formă pulverulentă. Procedeul, original, constă dintr-o tratare chimică selectivă a deșeurilor (fig. 2), în urma

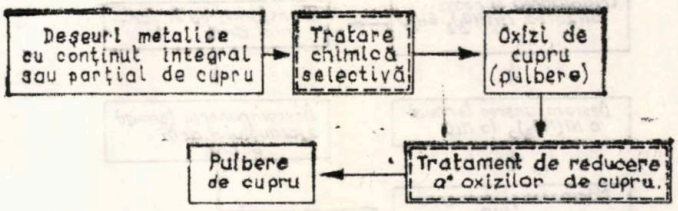


Fig. 2. Itinerar tehnologic pentru tratarea chimică selectivă a deșeurilor

căreia se obține un compus reductibil pulverulent, care este apoi supus unui tratament termochimic de reducere cu hidrogen, rezultînd un burete de cupru, care prin dezintegrare conduce la pulberea de cupru. Avantajul său constă în faptul că permite recuperarea cuprului sub formă de pulbere, indiferent de natura și conținutul în cupru al deșeurilor. Aceasta deschide calea spre valorificarea unor deșeuri cum sînt : amestecurile greu separabile de cupru cu alte metale, cenuși, zgure ș.a., nerecuperabile prin procedeele clasice pirometalurgice.

Totodată se creează premisele realizării unui cost inferior celui al pulberilor de cupru

elaborate prin metodele clasice — electrolitică sau atomizare.

Dacă la cele de mai sus se adaugă remarca unor preţuri comerciale ale pulberilor de cupru, cel puţin duble faţă de cele ale metalului turnat, reintroducerea deşeurilor de cupru în circuitul industrial se anunţă a avea o eficienţă economică deosebită. Aceasta cu atît mai mult, cu cît testările la care a fost supusă pulberea, în vederea caracterizării comparative cu alte tipuri comerciale de pulberi, atestă şi competitivitatea ei calitativă [3], [4]. Ca urmare, industrializarea procedeului este în curs.

Este de remarcat faptul că procedeul este aplicabil şi pentru recuperarea sub formă de pulberi a deşeurilor altor metale şi aliaje, cum sînt fierul din nămolurile provenite de la fabricarea coloranţilor, oţelul din deşeurile de la fabricarea rulmenţilor, wolframul din carburi dure provenite de la scule scoase din uz, nichelul din catalizatori uzaţi ş.a.

Pulberi de nichel. O altă preocupare a colectivului a fost recuperarea deşeurilor de nichel şi elaborarea unor pulberi care să înlocuiască sortimentele aduse din import pentru fabricarea pieselor sinterizate aliate cu nichel.

Baza principală de materie primă o formează deşeurile de sîrmă de nichel, de la fabricarea bujiilor. Tehnologia aplicată cuprinde fazele principale prezentate în figura 3.

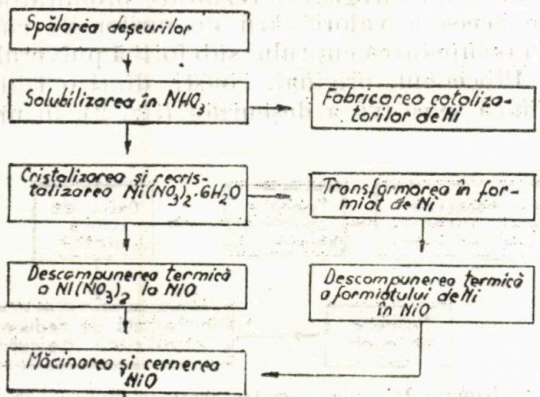


Fig. 3. Itinerar tehnologic pentru prelucrarea deşeurilor de nichel

Pulberile de nichel obţinute au granulaţia mai grobă decît pulberile de nichel obţinute prin descompunerea termică a carbonilului de nichel ($Ni(CO)_4$) şi nu pot înlocui sortimentele mai pretenţioase, cum sînt de exemplu cele utilizate la fabricarea contactelor electrice. Se pot utiliza însă pentru piese sinterizate aliate cu nichel, conferind acestora proprietăţi fizico-mecanice superioare.

Pulberi de wolfram. Din procesul de fabricaţie a becurilor incandescente, a tuburilor pentru cinescoape, a diferitelor piese electrice şi electronice, rezultă deşeuri de wolfram şi molibden în cantităţi apreciabile, care de asemenea merită atenţie (fig. 4).

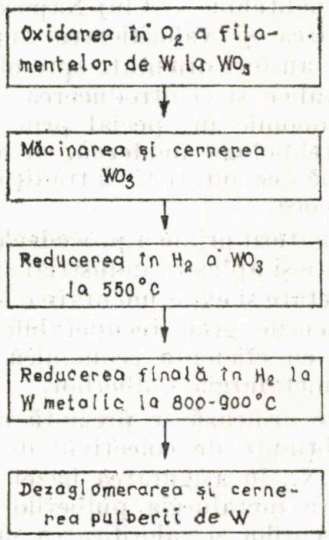


Fig. 4. Itinerar tehnologic pentru fabricarea pulberii de wolfram din deşeuri de filamente

Dezvoltarea procedeelor sus-menţionate şi aplicarea lor industrială contribuie la eforturile generale ce se fac pentru o valorificare superioară şi aplicare cît mai raţională a metalelor în general şi în special a celor neferoase şi deficitare, prin tehnologia metalurgiei pulberilor, mărind eficienţa economică a aplicării lor, care pînă în prezent se cifrează deja la mai multe zeci de milioane lei pe an.

BIBLIOGRAFIE

[1] Spârchez, Z., Szabó, L., Pálfalvi, A. şi Birtaşu, G. *Cercetări privind fabricarea pulberilor de fier prin reducerea oxizilor şi tendinţe de dezvoltare a producţiei de pulberi feroase în R.S. România.* Comunicări ştiinţifice, Conf. naţ. met. pulb., Cluj-Napoca, 1975, vol. I, p. B1 —1— B1—8.

[2] Szabó, L., Pálfalvi, A., Spârchez, Z. şi Orban, R.L. *Utilizarea pulberilor de fier FREM la fabricarea de piese sinterizate.* Comunicări ştiinţifice, Conf. naţ. met. pulb., Cluj-Napoca, 1975, vol. 1, p. D5—1 — D5—8.

[3] Constantinescu, V., Orban, R.L., Coman, S. şi Barna, V. *Asupra proprietăţilor pulberilor de cupru elaborate din deşeuri.* Comunicări ştiinţifice, Conf. naţ. met. pulb., Cluj-Napoca, 1975, vol. I, p. 79 — 84.

[4] Orban, R. L., Topan, D., Surdeanu, I. şi Dediu, Simina *Cercetări privind comportarea pulberilor de cupru elaborate din deşeuri în fabricaţia de piese sinterizate.* Simpozionul naţional „Tehnologii moderne în sprijinul economiei de metal", Bucureşti, 13—14 iunie, 1977.

Dr. ing. Tr. Cantă
Institutul politehnic — București

Studii privind folosirea procedeului de metalizare în jet de plasmă la încărcarea fusurilor de arbori

CZ : 621.793.6

Procedeul de metalizare prin pulverizare în jet de plasmă, apărut în urmă cu 15—20 de ani, s-a dezvoltat continuu, fiind aplicat pe scară industrială în ultimii șapte ani în diferite țări : S.U.A. (Metco Inc., Plasmadyne), Elveția (Plasmatechnik, Institutul Eutectic + Castolin), Anglia (A.E.D.), R.F.G. etc. [5], [6], [8].

Jetul de plasmă și-a găsit cea mai largă utilizare în depunerea pe suprafața pieselor noi sau uzate a unor straturi cu proprietăți fizico-mecanice de excepție, utilizînd o varietate mare de materiale de adaos noi (carburi, oxizi, fluoruri, ceramice etc.).

Studiile și cercetările fundamentale privind metalizarea în jet de plasmă au fost orientate în următoarele direcții : comportamentul fizic al jetului de plasmă privind caracteristicile fundamentale ale fluxului de plasmă din punct de vedere al gradului de ionizare, temperaturii, vitezei, densității și entalpiei lui ; optimizarea distanței de pulverizare în funcție de temperarura jetului ; fenomenele fizico-chimice care apar la trecerea materialelor de adaos prin jetul de plasmă ; pulverizarea materialelor ceramice [2], [9] ; optimizarea parametrilor tehnologici de încărcare în jet de plasmă etc. [2], [7].

Folosirea plasmei la încărcarea fusurilor de arbori [5] a impus efectuarea de cercetări teoretico-experimentale atît asupra jetului de plasmă, cît și în ceea ce privește condițiile de funcționare a arborilor.

Analiza jetului de plasmă. Cunoașterea parametrilor jetului de plasmă este de o reală importanță pentru stabilirea unor date accesibile și utile pentru studiul procesului de metalizare prin pulverizare. În acest domeniu, un număr mare de cercetători (Zaat, Ingham, Houben, Milewski) au publicat o serie de lucrări, unele analizînd cu precădere jetul de plasmă, altele aducînd contribuții importante la lămurirea fenomenelor ce apar în utilizarea jetului de plasmă ca mijloc de efectuare a operațiilor de metalizare [2], [4], [6], [7].

Studiul analitic al procedeelor de metalizare cu ajutorul jetului de plasmă impune cunoașterea proprietăților legate de transportul masei și căldurii prin plasmă. În literatura de specialitate, unii parametri principali, cum ar fi viscozitatea, conductibilitatea electrică și termică, sînt cunoscuți ca funcții de temperatura plasmei. Se impune deci cunoașterea, în primul rînd, a acestui principal parametru. De asemenea, gradul de ionizare al gazului care generează plasma are influență directă asupra parametrilor esențiali ai jetului de plasmă.

Din aceste motive s-a căutat ca, pe baza ecuațiilor care guvernează scurgerea materiei în stare de plasmă (ecuația de stare a gradului de ionizare, a entalpiei, ecuația energiei, precum și ecuația de continuitate), să se deducă o metodă de calcul, astfel încît — cunoscînd o serie de parametri, determinați prin măsurători directe pe instalație — să se poată calcula cu ușurință valorile caracteristicilor de bază ale plasmei, care influențează cu precădere procesul de metalizare.

Studiul teoretic s-a efectuat plecîndu-se de la analiza jetului de plasmă al unui gaz monoatomic, extinzîndu-se apoi astfel încît să fie folosit la aplicațiile practice curente, în care se utilizează un amestec de gaz, unul monoatomic, iar celălalt biatomic (ex. argon cu hidrogen).

Stabilirea ecuațiilor care guvernează scurgerea în jetul de plasmă. Plasma, la presiunea atmosferică și în absența unui cîmp electric puternic, satisface cu aproximații acceptabile condițiile echilibrului termodinamic. Aceste condiții se pot scrie sub forma ecuației cunoscute Saha-Eggert [2], [3] care — la rîndul ei — se bazează pe distribuția Bolzmann :

$$\frac{n_{z-1}\cdot n_e}{n_z} = \frac{2\cdot W_{z+1}(T)}{W_z(T)}\cdot\frac{(2\pi m_e k)^{3/2}}{h^3}\cdot$$

$$\cdot\, T^{3/2}\cdot \exp\left[-\frac{E_z-\Delta E_z}{kT}\right] \qquad (1)$$

În ecuația (1) se pot opera cîteva simplificări care nu afectează aplicabilitatea practică a acesteia. Astfel, termenul ΔE_z are în general valoare mică. De exemplu, pentru plasma din argon o dată ionizat, $(\Delta E_0)_{max} = 0{,}1$ eV, valoare neglijabilă în comparație cu energia de ionizare totală, $E_0 = 15{,}68$ eV.

Dacă $z = 0$ și $T \cong 17\,000$ °K, atunci :

$$\frac{W_{z+1}(T)}{W_z(T)} = \frac{W_1(T)}{W_0(T)} = 5{,}4 \qquad (2)$$

În aceste condiții ecuația Saha-Eggert, pentru plasma compusă din atomi o dată ionizați, se poate scrie :

$$\frac{n_1\cdot n_e}{n_0} = 2\cdot 5{,}4\,\frac{(2\pi m_e k)^{3/2}}{h^3}\cdot T^{3/2}\cdot\exp\left[-\frac{E_0}{kT}\right] \qquad (3)$$

Ecuația Saha-Eggert se mai poate scrie și sub forma :

$$\frac{\tau^2}{1-\tau^2} = \frac{2 \cdot W_{z+1}(T)}{W_z(T)} \cdot \frac{(2\pi m_e)^{3/2}}{ph^3} \cdot (kT)^{5/2} \cdot \exp\left[-\frac{E_z - \Delta E_z}{kT}\right] \quad (4)$$

unde : $\tau = n_e/n$ este gradul de ionizare, n fiind numărul total de particule „grele" (particule cu nucleu) pe unitatea de volum, iar $n = n_0 + n_1$, pentru plasma o dată ionizată.

Ecuațiile echivalente (1) și (4) dacă se împart între ele, rezultă :

$$\frac{n_{z+1} \cdot n_e}{n_z} \cdot \frac{1-\tau^2}{\tau^2} = \frac{p}{kT} \quad (5)$$

Pentru prima treaptă de ionizare ($z = 0$, $z + 1 = 1$), se obține :

$$\frac{n_1 \cdot n_e}{m_0} = \frac{p}{kT} \cdot \frac{\tau^2}{1-\tau^2} \quad (6)$$

Ținînd seamă că :

$$\left.\begin{aligned} n_1 &= \tau \cdot n \\ n_e &= n_1 = \tau \cdot n \\ n_0 &= n - n_1 = n(1-\tau) \end{aligned}\right\} \quad (7)$$

și luînd în considerare ecuația de stare pentru un gaz ionizat sub forma :

$$n = \frac{p}{(1+\tau)kT}$$

rezultă :

$$\left.\begin{aligned} n_1 &= \frac{\tau}{1+\tau} \cdot \frac{p}{kT} = n_e \\ n_0 &= \frac{1-\tau}{1+\tau} \cdot \frac{p}{kT} \end{aligned}\right\} \quad (7)'$$

De unde :

$$\frac{n_1 \cdot n_e}{n_0} = \frac{\left(\frac{\tau}{1+\tau}\right)^2 \cdot \left(\frac{p}{kT}\right)^2}{\left(\frac{1-\tau}{1+\tau}\right) \frac{p}{kT}} = \frac{\tau^2}{1-\tau^2} \cdot \frac{p}{kT} \quad (8)$$

Revenind la situația plasmei ionizate o dată și ținînd seamă de simplificările introduse mai sus, ecuația (4) se poate scrie :

$$\frac{\tau^2}{1-\tau^2} = k_3 \frac{(2\pi m_e)^{3/2}}{ph^3} \cdot (kT)^{5/2} \cdot \exp\left[-\frac{E_0}{kT}\right] \quad (9)$$

unde $k_3 = 2.5{,}4$

Notînd :

$$\left.\begin{aligned} k_1 &= \frac{(2\pi m_e)^{3/2}}{h^3} \cdot k^{5/2} \\ k_2 &= \frac{E_0}{k} = \frac{eU_0}{k} \end{aligned}\right\} \quad (10)$$

ecuația (10) devine :

$$\frac{\tau^2}{1-\tau^2} = k_3 \frac{k_1}{p} \cdot T^{5/2} \exp\left[\frac{-k_2}{T}\right] \quad (11)$$

Explicînd gradul de ionizare, ecuația (11) devine :

$$\tau = \sqrt{\frac{T^{5/2} \exp\left(\frac{-k_2}{T}\right)}{\frac{p}{k_1 k_3} + T^{5/2} \exp\left(\frac{-k_2}{T}\right)}} \quad (12)$$

Pentru plasma formată avînd drept gaz de lucru numai argon, valorile celor trei constante sînt :

$$k_1 = 3{,}35 \cdot 10^{-2}\,; \quad k_2 = 18{,}2 \cdot 10^4\,; \quad k_3 = 10{,}8$$

În cazul unui amestec de gaze, de exemplu argon și hidrogen (în proporție de maximum 15 — 20%), k_1 și k_3 rămîn aceleași, modificîndu-se numai k_2, funcție de aportul fiecărui gaz în amestec.

Pe baza celor arătate mai sus, s-au stabilit cinci ecuații, care guvernează scurgerea în jetul de plasmă, și anume :

$$\left.\begin{aligned} &\text{— gradul de ionizare, } \tau = \sqrt{\frac{T^{5/2} \cdot \exp\left(-\frac{k_2}{T}\right)}{\frac{p}{k_3 k_1} + T^{5/2} \exp\left(-\frac{k_2}{T}\right)}} \\ &\text{— ecuația de stare, } p = (1+\tau)\,\rho\, R_{kg}\, T \\ &\text{— entalpia, } H = \frac{5}{2}(1+\tau) \cdot R_{kg} T + \tau R_{kg} K_2 \\ &\text{— ecuația energiei, } W - q_{kw} = \Phi_m H + \frac{1}{2}\Phi_m V^2 \\ &\text{— ecuația de continuitate, } \Phi_m = \rho\, VA \end{aligned}\right\} \quad (13)$$

În aceste ecuații intervin următorii zece parametri principali, care caracterizează fenomenul generării plasmei :

p — presiunea gazului sau amestecului de gaze ;
T — temperatura plasmei ;
W — energia totală consumată de pistol ;

ρ — densitatea plasmei;
q_{kw} — căldura evacuată de apa de răcire;
Φ_m — debitul de gaz (sau al amestecului);
V — viteza plasmei la ieșirea din pistol;
H — entalpia plasmei;
τ — gradul de ionizare;
A — secțiunea la ieșire a anodului.

Dintre acești parametri, cinci se pot măsura direct sau indirect pe instalația de metalizare (p, W, q_{kw}, Φ_m și A), iar ceilalți cinci [T, ρ, V, H și τ] au fost calculați pe baza sistemului de ecuații (13).

Rezolvarea sistemului neliniar de cinci ecuații (13) s-a efectuat prin metoda numerică iterativă Newton — Raphson, utilizînd un calculator electronic, metodă care a permis optimizarea parametrilor tehnologici utilizați la încărcarea în jet de plasmă a suprafețelor metalice.

Notații principale folosite în lucrare:

T — temperatura absolută, °K;
k — constanta lui Bolzman ($1{,}38 \cdot 10^{-23}$ J · kg^{-1});
m_e — masa electronului ($9{,}106 \cdot 10^{-28}$g);
τ — gradul de ionizare al gazului;
m — masa particulei;
n_z — densitatea particulelor pentru toți atomii ionizați de „z" ori (de exemplu, $z = 0$ pentru particule neutre, $z = 1$ pentru particule ionizate o dată);
n_{z+1} — densitatea particulelor pentru toți atomii ionizați de „$z + 1$" ori;
n_e — densitatea electronilor;
$W_z(T)$ — funcția de partiție a atomului ionizat de z ori;
$W_{z+1}(T)$ — funcția de partiție a atomului ionizat de $z + 1$ ori;
h — $6{,}62 \cdot 10^{-34}$ J · s, constanta lui Plank;
E_z — energia de ionizare a procesului de ionizare de la nivelul z la $z + 1$;
ΔE_z — reducerea energiei de ionizare datorită interacțiunilor Coulomb a particulelor încărcate din plasmă;
E_0 — 15,68 eV, energia de ionizare;
p — presiunea gazului;
ρ — densitatea gazului, kgm^{-3};
R_{kg} — constanta gazelor pentru un kg (de ex.: pentru argon, $R_{kg} = 208$ J/kg°K);
H — entalpia;
W — energia totală consumată de pistol;
q_{kw} — căldura evacuată de pistol și cablurile de alimentare prin apa de răcire;
Φ_m — debitul de gaz prin arc, kg. s^{-1};
V — viteza medie de scurgere a plasmei în planul de ieșire.

BIBLIOGRAFIE

[1] Cantă, Tr. *Încărcarea fusurilor de arbori cotiți prin metalizare în jet de plasmă.* În: Transporturi și telecomunicații, București, nr. 1, 1978, p. 25—30.

[2] Zaat, J. H. și Houben, J. M. *Analysis of the Plasma Torch.* Technische Hochschule—Eindhoven, 1973.

[3] Sălăgean, Tr. ș.a. *Plasma termică pentru tăierea și acoperirea metalelor.* București, Editura Academiei R.S.R., 1969, p. 187.

[4] Robbiani, J. *Le procédé Xuperlife Eutronic GAP* — ROBOTEC. Lausanne, Institutul Castolin + Eutectic, 1977.

[5] Cantă, Tr. *Studii teoretico-experimentale privind folosirea jetului de plasmă la recondiționarea arborilor cotiți de autovehicule.* Teză de doctorat, I.P. București, 1978.

[6] Ingham, H. S. și Shepard, A. P. *Flame Spray Handbook.* Vol. III, Plasma Flame Process, Metco Inc., Westburg, 1972.

[7] Muehlberger, E. *A High Energy Plasma Coating Process.* Plasmadyne — Goethel Inc., Santa Ana, California, 1975.

[8] Malik, M. P. *Plasma Sprayed Coatings on Aircraft and Engine Components.* Hamburg, Deutsche Lufthansa A.G., 1973.

[9] Knotek, A. ș.a. *Reactive Kinetic Observations for Spraing with Ni-Al Powder.* Technische Hochschule-Eindhoven, 1973.

Aliaje rezistente în gaze la temperaturi ridicate

CZ : 669.018.4

Teoria aliajelor refractare

Prin încălzire în unele medii gazoase metalele se acoperă cu un strat alcătuit din produși de coroziune care, total sau parțial, împiedică contactul metalului cu atmosfera agresivă. În majoritatea cazurilor procesul de coroziune continuă sub stratul format, cu o viteză care depinde de proprietățile fizico-chimice ale acestui strat.

Metoda principală de combatere a coroziunii metalelor în gaze la temperaturi ridicate este alierea metalului de bază cu alte metale, care măresc refractaritatea aliajului rezultat.

Teoriile elaborate pînă în prezent, privind obținerea aliajelor refractare, nu permit exprimarea cantitativă în mod satisfăcător a observațiilor experimentale; în schimb oferă posibilitatea selecției elementelor de aliere pentru scopurile dorite. Unele teorii explică refractaritatea aliajelor prin modificarea imperfecțiunilor de rețea, iar altele, prin reacția lor cu mediul agresiv.

Creșterea refractarității aliajelor prin modificarea defectelor de rețea. Cercetările efectuate asupra oxizilor și sulfurilor au arătat că în acești compuși există ioni cu sarcini pozitive și sarcini negative cu mobilități diferite. Aceste observații stau la baza teoriei iono-electronică emisă de Wagner privind creșterea peliculelor de coroziune în gaze la temperaturi ridicate [1]. Conform acestei teorii, creșterea unei pelicule de oxid, de exemplu, este rezultatul funcționării unei pile galvanice specifice, în care suprafața metalului aflată în contact cu pelicula joacă rol de anod (furnizează cationi și electroni), iar suprafața exterioară a peliculei și o parte din aceasta reprezintă catodul pe care oxigenul asimilează electroni (fig. 1).

Această reprezentare a procesului de oxidare a metalelor permite să se exprime viteza de creștere a peliculei (dy/dt) în funcție de intensitatea curentului care trece prin pilă (i):

$$\frac{dy}{dt} = B \cdot i \qquad (1)$$

unde B este un coeficient egal cu:

$$B = \frac{M}{S.\gamma.F.z} \qquad (2)$$

în care:

- M este greutatea moleculară a oxidului format;
- S — suprafața stratului de oxid;
- γ — greutatea specifică a oxidului;
- F — constanta lui Faraday egală cu 96 500 C;
- z — numărul de electroni care participă în reacție.

Prin rezolvarea ecuației (1) se ajunge la relația:

$$y^2 = \frac{2E_0 M \cdot \lambda(n_a + n_c)\, n_e}{z.F.\gamma} t + A \qquad (3)$$

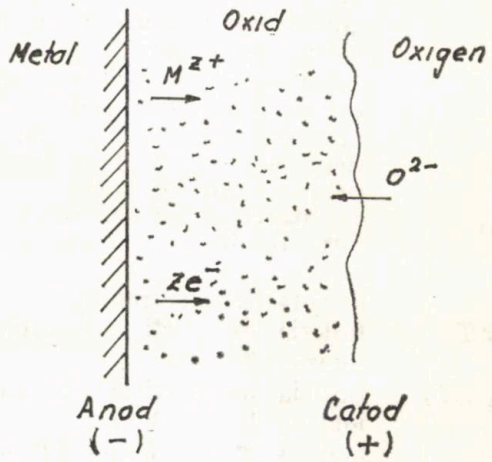


Fig. 1. Schema mecanismului iono-electronic de creștere a peliculelor oxidice

sau

$$y^2 = Kt + A \qquad (4)$$

unde:

- y este grosimea stratului de coroziune (oxidul);
- E_0 — tensiunea electromotoare a pilei care funcționează în timpul coroziunii;
- λ — conductivitatea stratului de coroziune;
- n_a — numărul de transport al anionului;
- n_c — numărul de transport al cationului;
- n_e — numărul de transport al electronului;
- t — timpul de expunere a metalului în mediul agresiv;
- A — constantă de integrare;
- K — constanta vitezei de reacție (oxidare).

Cu ajutorul teoriei iono-electronice se regăseşte legea parabolică de creştere a straturilor de coroziune stabilită pe cale experimentală. Ea permite calcularea constantei (K) şi totodată unele aprecieri privind viteza de coroziune în funcţie de valoarea acestei constante.

Constanta vitezei de oxidare, şi prin aceasta şi viteza de coroziune, va fi cu atît mai mare cu cît :

a) tensiunea electromotoare, E_0, este mai mare. La $E_0 = 0$, adică lipsa afinităţii metalului la oxigen, oxidarea nu are loc ;

b) conductivitatea electrică a peliculei, λ, este mai mare. Dacă pelicula oxidică posedă proprietăţi complet electroizolante, oxidarea sistează foarte repede. Aşa se explică stabilitatea mare a aluminiului în oxigen ;

c) produsul $n_e\,(n_a + n_c)$ este maxim, adică la $n_e = n_a + n_c$.

În cazul produselor de coroziune ce reprezintă semiconductori de tip „*p*" (NiS, FeS, NiO, FeO, CoO, Cu_2O etc.) şi în care există un exces de nemetal faţă de raportul stoichiometric, mecanismul creşterii peliculelor este dat în figura 2. Oxigenul din faza gazoasă este adsorbit pe suprafaţa peliculei de oxid unde se ionizează cu ajutorul electronilor cedaţi de o parte din ionii metalului (Fe^{2+}), care trec la valenţa

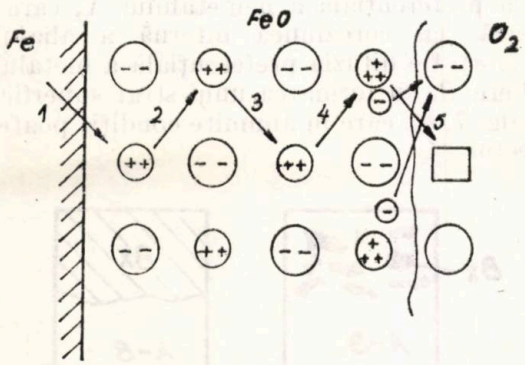


Fig. 2. Schema defectelor ionice şi electronice ale oxidului feros pur (FeO) :

++ – cationii bivalenţi de fier ;
+++ – cationii trivalenţi de fier (golurile pozitive) ;
– – – anionii oxigenului ;
• • • – atomii de oxigen adsorbiţi ;
• – electronii liberi ;
□ – vacanţele cationice

superioară (Fe^{3+}). În felul acesta apar noi noduri anionice în reţeaua oxidului, denumite „goluri pozitive" (+). Întrucît nodurile corespunzătoare ionilor metalici nu sînt ocupate, se creează în reţea locuri goale cationice denumite „vacanţe cationice" (□), care pot fi ocupate de cationi prin deplasarea lor de la suprafaţa metalului spre exteriorul peliculei (traseul *1—2—3—4—5* din fig. 2). Cu cît este mai ridicată presiunea oxigenului, cu atît mai mare va fi excesul de oxigen în oxid şi numărul de vacanţe cationice, ceea ce se traduce printr-o creştere corespunzătoare a vitezei de coroziune a metalului.

În cazul produselor de coroziune ce reprezintă semiconductori de tip „*n*" (ZnO, Al_2O_3, CdO, CaO, Ag_2S etc.), care conţin un exces de ioni metalici faţă de raportul stoichiometric, mecanismul creşterii peliculelor este cu totul diferit de cel al semiconductorilor de tip „*p*". Excesul de cationi şi cantitatea echivalentă de electroni liberi provin fie din disocierea unei părţi de oxid şi trecerea oxigenului în faza gazoasă, fie din pătrunderea în stratul de oxid a cationilor din reţeaua metalului (fig. 3). Excesul de ioni metalici scade de la suprafaţa metalului, atingînd

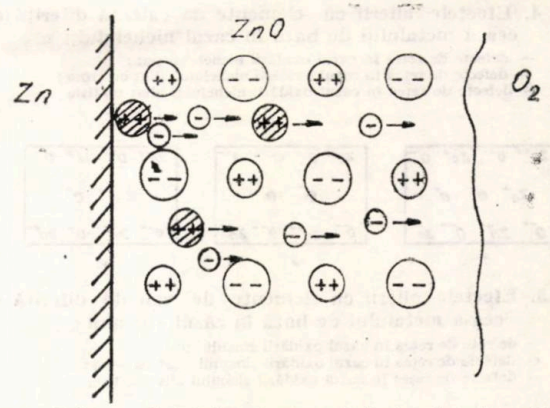


Fig. 3. Schema defectelor ionice şi electronice ale oxidului de zinc pur (ZnO) :

++ – cationii zincului ;
– – – anionii oxigenului ;
▨ – cationii interstiţiali ai zincului ;
– – electronii liberi

valoarea zero la faţa exterioară a peliculei. Cu cît gradientul de concentraţie al cationilor în exces este mai mare, cu atît mai mare este viteza de coroziune a metalului.

În timp ce la semiconductorii de tip „*p*" defectele de reţea sînt vacanţele cationice şi golurile pozitive la interfaţa peliculă/gaz, la semiconductorii de tip „*n*" defectele de reţea sînt cationii interstiţiali şi electronii liberi.

Aplicarea teoriei lui Wagner la aliaje permite explicarea acţiunii favorabile sau dăunătoare a unui element de aliere prin prisma micşorării şi, respectiv, creşterii defectelor de reţea în produsul de coroziune.

În cazul unui semiconductor de tip „*p*", adăugarea unui metal cu valenţă mai mare decît valenţa metalului de bază măreşte sarcinile pozitive, ceea ce atrage după sine creşterea numărului de vacanţe cationice (fig. 4, *b*) şi deci creşterea vitezei de coroziune. La alierea cu un metal de valenţă inferioară se produce efectul contrar, deoarece prezenţa sa în reţea conduce la un deficit de sarcini pozitive (goluri pozitive), care corespunde unei dispariţii de vacanţe cationice (fig. 4, *c*). În acest ultim caz viteza de coroziune a aliajului scade.

Cînd produsul de coroziune este un semiconductor de tip „*n*", efectele produse de către elementele de aliere cu valenţa diferită de

aceea a metalului de bază sînt opuse celor care au loc la semiconductorii de tip „*p*" (fig. 5).

Prevederile cantitative ale teoriei defectelor de rețea sînt valabile numai cînd elementele de aliere sînt introduse în aliaj în cantități foarte

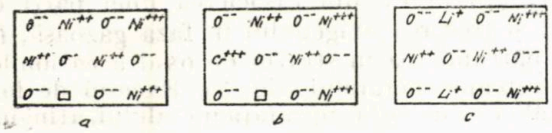


Fig. 4. Efectele alierii cu elemente de valență diferită de cea a metalului de bază în cazul nichelului :
a — defecte de rețea în cazul oxidării nichelului pur ;
b — defecte de rețea în cazul oxidării nichelului aliat cu crom ;
c — defecte de rețea în cazul oxidării nichelului aliat cu litiu

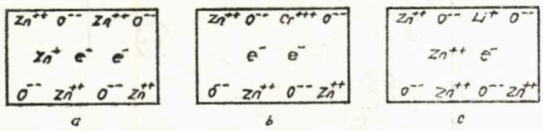


Fig. 5. Efectele alierii cu elemente de valență diferită de cea a metalului de bază în cazul zincului :
a — defecte de rețea în cazul oxidării zincului pur ;
b — defecte de rețea în cazul oxidării zincului aliat cu crom ;
c — defecte de rețea în cazul oxidării zincului aliat cu litiu

mici, astfel încît să apară ca o impuritate în oxid sau să se dizolve complet în oxidul metalului de bază.

În realitate, la majoritatea aliajelor folosite în practică, oxizii și sulfurile respective au o solubilitate mutuală foarte limitată, ceea ce conduce la amestecuri de faze. În aceste situații teoria defectelor de rețea nu mai poate fi aplicată.

Creșterea refractarității aliajelor bazată pe reacția lor cu mediul corosiv. Caracterul limitat al teoriei lui Wagner aplicată la aliaje, pe de o parte, și cererea mereu crescîndă de materiale rezistente la coroziune, pe de altă parte, au determinat ca problema elaborării de noi aliaje să capete un pronunțat caracter empiric. Ideea de bază în acest sens constă în obținerea acelor aliaje care, corodîndu-se, formează un strat protector pe suprafața aliajului.

Aliajele cel mai mult studiate din acest punct de vedere sînt aliajele binare. În această categorie de aliaje intră atît aliajele la care are loc corodarea selectivă a metalului de aliere, cît și aliajele la care se corodează simultan ambele metale.

Creșterea refractarității prin corodarea elementului de aliere. Se consideră că *A* este metalul de bază, *B*, metalul de aliere și *X*, componentul agresiv (nemetalul).

În principiu pot apărea două cazuri limită : unul cînd se corodează selectiv metalul de bază și celălalt cînd se corodează selectiv metalul de aliere.

La corodarea selectivă a metalului de bază *A*, se poate produce fie difuzia preferențială a nemetalului, în care caz aliajul este acoperit cu produsul *AX*, ce include particule ale metalului de aliere *B* (fig. 6, *a*), fie difuzia preferențială a metalului *A*, care acoperă aliajul cu produsul *AX*, producîndu-se în același timp și o îmbogățire cu metalul de aliere în zona de contact aliaj — produs de coroziune (fig. 6, *b*). În ambele situații produsele de coroziune nu protejează aliajul *A* — *B*.

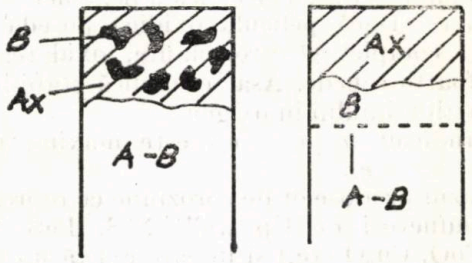


Fig. 6. Reprezentarea schematică a corodării selective a metalului de bază *A*, într-un aliaj binar *A* — *B*, cînd au loc :
a — difuzia preferențială a nemetalului *X* ;
b — difuzia preferențială a metalului de bază *A*

Dacă elementul de aliere *B* este cel care se corodează selectiv, are loc și în acest caz fie difuzia preferențială a nemetalului *X*, care se soldează cu coroziunea internă a aliajului (fig. 7, *a*), fie difuzia preferențială a metalului de aliere *B*, cu formarea unui strat superficial *BX* (fig. 7, *b*), care în anumite condiții poate fi protector.

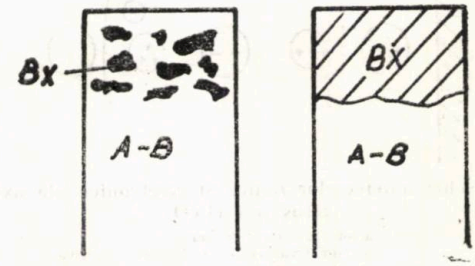


Fig. 7. Reprezentarea schematică a corodării selective a metalului de aliere *B*, într-un aliaj binar *A* — *B*, cînd au loc :
a — difuzia preferențială a nemetalului *X* ;
b — difuzia preferențială a metalului de aliere *B*

În cazul oxidării, pentru ca stratul superficial să posede proprietăți protectoare, metalul de aliere trebuie să îndeplinească următoarele condiții [5], [6] :

a) Stratul de oxid obținut prin coroziune trebuie să fie continuu, condiție ce poate fi realizată dacă volumul oxidului (V_0) este mai mare decît volumul metalului care ia parte la formarea oxidului, $V_M(V_0/V_M > 1)$.

b) Metalul de aliere trebuie să formeze un oxid cu rezistență ohmică mare.

c) Dimensiunile ionilor de aliere trebuie să fie mai mici decît dimensiunile ionilor metalului

de bază. Această condiție decurge din următoarele două considerente :

— metalul de aliere cu raza ionică mai mică posedă în aliajul respectiv un coeficient de difuzie mai ridicat decît metalul de bază cu raza ionică mai mare, fapt care favorizează deplasarea predominantă a metalului de aliere spre suprafața aliajului și deci formarea oxidului acestuia ;

— oxidul metalului de aliere, avînd parametrii de rețea mai mici, îngreuiază difuzia ionilor metalului de bază.

d) Energia de formare a oxidului metalului de aliere trebuie să fie mai mare decît energia de formare a oxidului metalului de bază, pentru a se asigura o stabilitate sporită a primului oxid în prezența celui de-al doilea oxid.

e) Oxidul metalului de aliere trebuie să aibă o temperatură de topire ridicată și să nu formeze cu ceilalți oxizi ai aliajului eutectice ușor fuzibile.

f) Metalul de aliere să formeze soluții solide cu metalul de bază, deoarece numai în acest caz este posibilă realizarea unui strat continuu de oxid al metalului de aliere.

Creșterea refractarității prin corodarea ambelor metale. În cazul corodării atît a metalului de bază, cît și a metalului de aliere pot apărea situații cînd produsele de coroziune sînt fie insolubile, fie solubile.

Dacă produsele de coroziune sînt insolubile, iar metalul de aliere *B* prezintă afinitate mai mare pentru nemetal în comparație cu metalul de bază *A*, are loc dispersia unui produs în celălalt produs, făcînd posibilă o coroziune internă (fig. 8, *a*). În cazul că metalul de bază *A* are o afinitate mai pronunțată pentru nemetal, se produce o dispersie a produsului *BX* în produsul *AX* (fig. 8, *b*). În ambele cazuri aliajele posedă slabe proprietăți anticorosive.

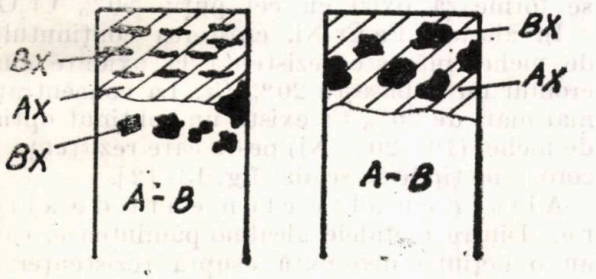


Fig. 8. Reprezentarea schematică a corodării simultane a ambelor metale *A* și *B*, cu formarea de produși insolubili :
a — metalul de aliere *B* prezintă afinitate mai mare decît metalul de bază *A* față de nemetalul *X* (agentul corosiv) ;
b — metalul de aliere *B* prezintă afinitate mai mică decît metalul de bază *A* față de nemetalul *X*

Cînd produsele de coroziune sînt solubile, pe suprafața aliajelor pot să apară fie soluții solide (fig. 9, *a*), fie compuși micști care măresc rezistența la coroziune a aliajelor respective (fig. 9, *b*).

Rezultatele experimentale obținute pentru aliajele fierului demonstrează că cele mai protectoare sînt straturile cu structură spinelică complexă de tipul $FeO \cdot M_2O_3$ și $Fe_2O_3 \cdot MO$ lipsite de defecte de rețea (*M* fiind elementul

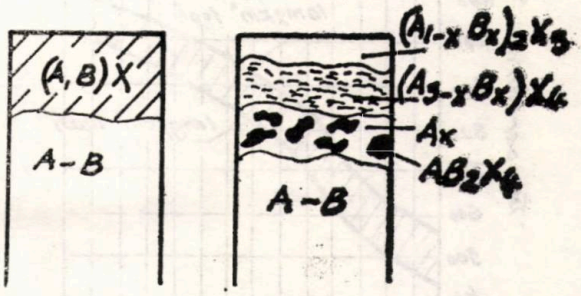


Fig. 9. Reprezentarea schematică a corodării simultane a ambelor metale *A* și *B*, cu formare de produși solubili :
a — formarea de soluții solide ;
b — formarea de compuși micști

de aliere : Cr, Al, Co etc.). Caracterul anticorosiv este cu atît mai pronunțat, cu cît raza ionilor metalelor de aliere *M* este mai mică decît raza ionilor de fier.

Creșterea rezistenței la coroziune în gaze prin formarea compușilor micști (spineli) se explică prin aceea că parametrii de rețea ai compusului Fe_2O_3 și M_2O_3 fiind mici îngreuiază difuzia oxigenului și a ionilor de fier din rețeaua aliajului.

Cele arătate mai sus reprezintă cazuri limită de coroziune în gaze la temperaturi ridicate. În practică, însă, apar frecvent procese de coroziune, în care se combină cazurile limită analizate.

Principalele aliaje refractare folosite în practică

Aliaje rezistente la oxidare. Oxidarea aliajelor în aer la temperaturi ridicate intervine cu ponderea cea mai mare în distrugerea instalațiilor și aparaturii metalice.

În prezent există un număr mare de aliaje care posedă rezistență ridicată la oxidare, ajungînd pînă la temperaturi de circa 1 250°C. La majoritatea acestor aliaje, metalul de bază este fierul sau nichelul sau o soluție solidă a acestor două metale, iar metalele de aliere mai importante sînt cromul, siliciul și aluminiul.

Există și alte aliaje a căror rezistență la oxidare este realizată cu adaosuri de calciu, beriliu, ceriu, thoriu, zinc, molibden, vanadiu, niobiu etc.

Aliaje cu crom. Cromul influențează favorabil oxidarea oțelurilor, începînd cu conținutul de 5% Cr. Refractaritatea oțelurilor crește pe măsură ce se mărește cantitatea de crom. Dacă la 5% Cr oțelurile rezistă pînă la 600—650°C, la 27—30% Cr temperatura poate urca pînă la 1 100°C (fig. 10) [2].

Cromul mărește și refractaritatea fontelor prin formarea de straturi compacte și aderente de oxid, conținutul de crom putînd crește pînă la 35% Cr.

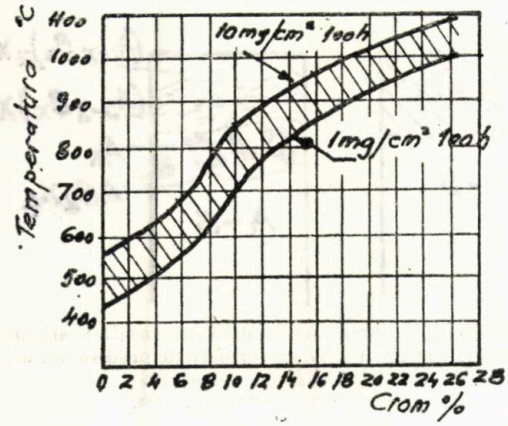


Fig. 10. Influența conținutului de crom asupra rezistenței la oxidare a oțelurilor carbon

Aliajele binare pe bază de cobalt își ameliorează rezistența la oxidare, începînd de la 10% Cr [3].

Aliaje cu siliciu. Adaosul de siliciu la oțelurile cu crom mărește domeniul de utilizare a acestora la temperaturi ridicate (fig. 11).

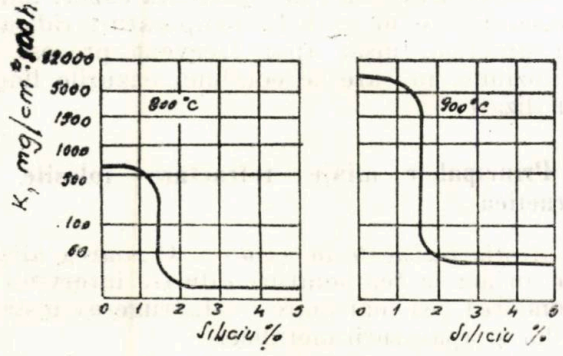


Fig. 11. Influența conținutului de siliciu asupra rezistenței la oxidare a oțelurilor cu 6% Cr la 800° și 900°C

Îmbunătățirea sensibilă a rezistenței la oxidare a oțelurilor cu crom apare la un conținut critic de siliciu de circa 2% Si; la concentrații mai mici efectul pozitiv dispare, iar la concentrații mai mari refractaritatea nu mai crește.

Siliciul se adaugă și fontelor, pentru a le mări rezistența la oxidare și pentru a diminua fenomenul de „creștere" a acestora. În general, fontele cu siliciu au următoarea compoziție: 1,6—2,5% C; 4,0—6,0% Si; 0,4—0,8% Mn și restul fier [5].

Aliaje cu aluminiu. Aluminiul, chiar în concentrații relativ mici, manifestă o puternică creștere a rezistenței la coroziune a oțelurilor. Astfel, adaosul de numai 2% Al la oțelurile cu 6% Cr; 0,5% Mo și 0,1—5% C suprimă aproape total oxidarea acestora la temperatura de 800°C timp de 100 h (fig. 12).

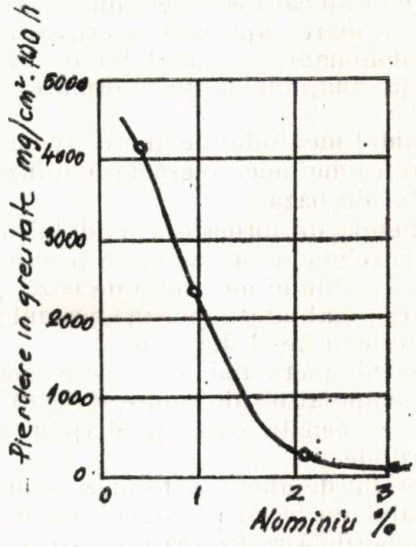


Fig. 12. Influența conținutului de aluminiu asupra rezistenței la oxidare a oțelurilor cu 6% Cr; 0,5% Mo și 0,15% C

Aluminiul are influență pozitivă și asupra aliajelor Ni-Cr și a aliajelor pe bază de cupru. Bronzurile cu 10% Al rezistă foarte bine la coroziunea chimică la temperaturi ridicate.

Fontele cu aluminiu (6—7% Al și 18—25% Al), de asemenea, au o bună rezistență la oxidare.

Aliaje cu nichel. În practică se utilizează frecvent aliajele binare Ni-Cr și aliajele cuaternare Fe-Cr-Ni.

Datorită dificultăților de prelucrare mecanică și pericolului de fragilizare, conținutul de crom în aliajele Cr-Ni este limitat la 20% Cr (aliaj Ni-Cr 80—20). Se apreciază că sînt stabile la oxidare numai acele aliaje pe suprafața cărora se formează oxizi cu cel puțin 50% Cr_2O_3.

În aliajele Fe-Cr-Ni, creșterea conținutului de nichel mărește rezistența la oxidare cînd cromul nu depășește 20% Cr. La concentrații mai mari de 20% Cr există un conținut optim de nichel (10—20% Ni) peste care rezistența la coroziune tinde să scadă (fig. 13) [2].

Aliaje cu alte elemente de aliere. Dintre metalele alcalino-pămîntoase, care au o acțiune deosebită asupra rezistenței la oxidare, prezintă interes practic calciul și beriliul.

Calciul mărește de circa patru ori durata de lucru a sîrmelor din Ni-Cr 80—20, la temperatura de 1 050°C [2], [4].

Beriliul, introdus în cantități foarte mici în aliajele de aluminiu (0,001% Be) și în aliajele de magneziu (0,03% Be), reduce sensibil oxidabilitatea acestora la temperaturi ridicate. Același efect îl are beriliul și asupra aliajelor de cupru în concentrație de circa 2,5% Be.

Rezultate foarte bune dau metalele din grupa ceriului (lantanidele) și cele din grupa thoriului (actinidele) introduse în cantități foarte mici în aliajele Ni-Cr și Fe-Ni-Cr [8]. Astfel, durata de viață a sîrmelor confecționate din Ni-Cr 80—20 cu un conținut de 0,2% Ce este de circa zece ori mai mare la temperatura de 1 050°C (fig. 14).

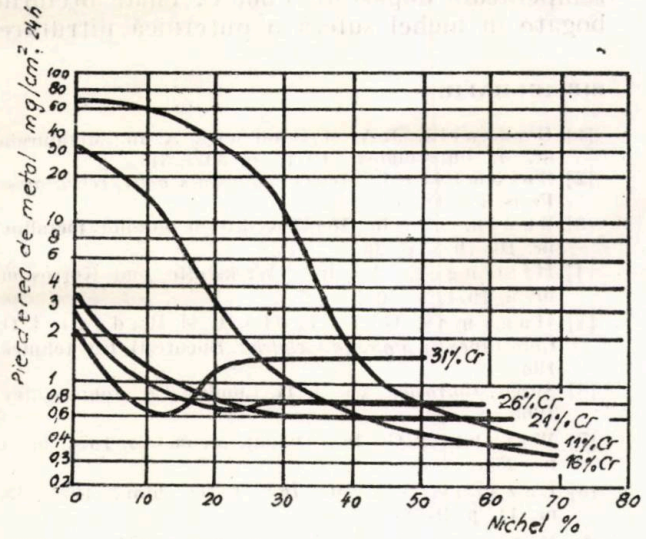


Fig. 13. Influența conținutului de nichel asupra rezistenței la oxidare a aliajelor Fe-Cr-Ni la temperatura de 1 000°C, cu concentrația de crom cuprinsă între 11 și 31 % Cr

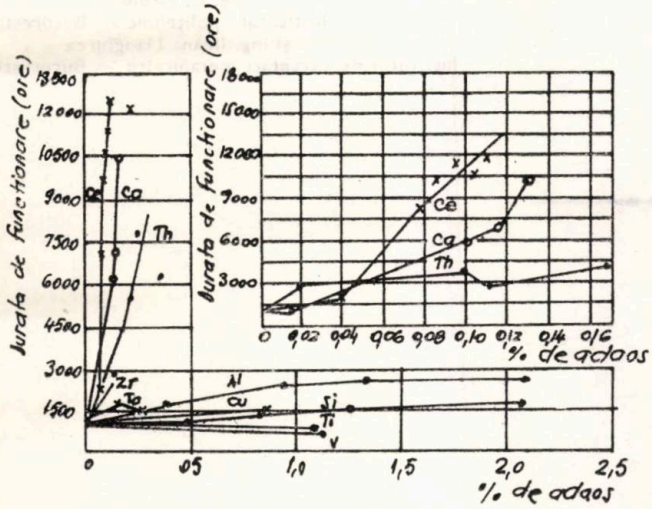


Fig. 14. Influența conținutului de calciu, ceriu și thoriu asupra duratei de funcționare a sîrmelor din Ni-Cr 80—20 la temperatura de 1 050°C (Ø = 4 mm)

Se admite că acțiunea favorabilă a calciului și ceriului este datorată volumului lor atomic ridicat care, blocînd imperfecțiunile rețelei cristaline a oxizilor de nichel sau crom, împiedică difuziunea metalelor din aliaj spre interfața aliaj/strat de coroziune.

Alierea fierului, chiar cu cantități mici de molibden, micșorează considerabil viteza de oxidare a aliajelor Fe-Mo (fig. 15).

Zirconiul mărește rezistența la oxidare a aliajelor Fe-Cr cu 16% Cr, menținute în atmosferă de oxigen la temperatura de 1 100—1 200°C și presiunea de 0,1barri [7].

În cazul aliajelor de hafniu, adaosul de 3,5—5,6% Cu ameliorează sensibil comportarea lor la încălzirea în aer la temperatura de 850—950°C [9].

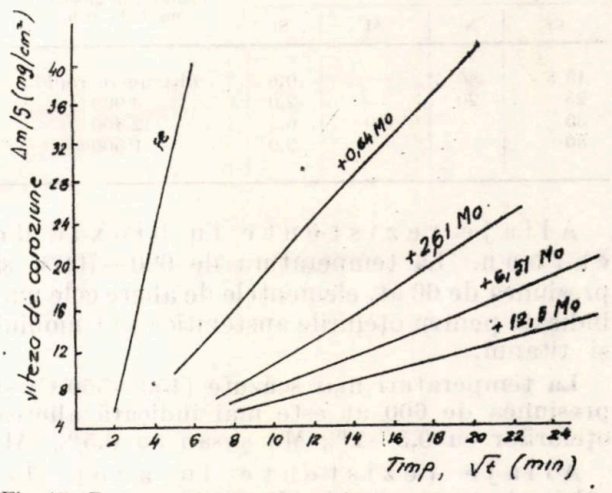


Fig. 15. Reducerea vitezei de oxidare a fierului prin alierea cu molibden în curent de oxigen la presiunea de 1 at și temperatura de 1 000°C

Aliaje rezistente în alte medii corosive. Aliaje rezistente în hidrogen. Metalele feroase rezistă foarte bine la presiunea normală și temperatura de 1 100—1 200°C. La presiuni ridicate are loc decarburarea oțelului care conduce la micșorarea caracteristicilor lor mecanice.

Adaosul de crom, titan, vanadiu, molibden și niobiu ameliorează mult rezistența oțelurilor în atmosferă de hidrogen la temperaturi și presiuni ridicate.

Astfel, alierea cu 6% Cr permite folosirea oțelului la temperatura de 600°C și presiunea de 300 at.

Acțiunea titanului și vanadiului este asemănătoare cu aceea a cromului. Prin adăugarea titanului în raportul Ti/C = 5 sau a vanadiului în raportul V/C = 6 se obțin aliaje care rezistă la hidrogen la temperatura de 600°C și presiunea de 300 barri.

Aliaje rezistente în hidrogen sulfurat. În atmosferă de hidrogen sulfurat oțelul carbon este atacat chiar la 300°C.

Adaosul de crom peste 12% ameliorează rezistența aliajului pînă la temperatura de 700—800°C. La temperatura de 980°C, de exemplu, cromul nu mai este eficient chiar în concentrație de 25% Cr [2].

Rezistența oțelurilor sau aliajelor Ni-Cr poate fi îmbunătățită prin alierea cu aluminiu sau siliciu [10]. La temperaturi peste 700°C cea mai bună rezistență la acțiunea hidrogenului

sulfurat este dată de aliajele feritice care conțin 25—30% Cr, fără nichel, cu adaosuri de 3—5% Al sau Si (tab. 1).

Tabelul 1

Coroziunea în hidrogen sulfurat la 1 000°C a oțelurilor cu adaos de aluminiu și siliciu

Compoziția aliajelor, %				Pierderea în greutate, mg/dm². 24 h
Cr	Ni	Al	Si	
18,5	60	—	0,6	distrugere rapidă
25	20	—	2,0	3 900
30	—	5,0	0,5	2 400
30	—	—	3,0	1 500

Aliaje rezistente în bioxid de carbon. La temperatura de 600—700°C și presiunea de 60 at, elementele de aliere cele mai indicate pentru oțelurile austenitice sînt niobiul și titanul.

La temperaturi mai scăzute (450—550°C) și presiunea de 600 at este mai indicată alierea oțelurilor cu 0,3—1% Mo și/sau cu 0,5% Al.

Aliaje rezistente în azot. Încălzite la temperaturi ridicate în atmosferă de azot pur, oțelurile refractare cu crom, aluminiu sau siliciu pot fixa azotul sub formă de soluție solidă sau nitruri precipitate, ceea ce se răsfrînge nefavorabil asupra rezistenței mecanice a oțelurilor respective.

Acțiunea dăunătoare a azotului asupra oțelurilor austenitice cu crom și aluminiu poate fi mult redusă dacă se oxidează oțelul înainte de utilizare la o temperatură moderată pentru a se forma un strat de oxid de aluminiu. În urma acestui tratament oțelurile pot fi încălzite apoi in azot chiar pînă la temperatura de 1 200°C.

Creșterea conținutului de nichel în oțeluri micșorează mult viteza de nitrurare, cu condiția ca temperatura să nu fie prea mare. Dacă temperatura depășește 1 000°C, chiar oțelurile bogate în nichel suferă o puternică nitrurare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Gonzalis, J. A. și Rahmel, A. În: Metalurgia, nr. 4, iulie-august, 1971, p. 307—317.

[2] Colombier, L. *Aciers inoxidables, aciers refractaires*. Paris, Ed. Dunod, 1965.

[3] Sunin, S. N. În: Metalloved.term. obrabot. metallov, nr. 10, 1975, p. 26.

[4] Hillinger, A. În: Werkstoffe und Korrosion, nr. 6, 1971, p. 504.

[5] Hagymaș, Gh., Firoiu, C. și Radovici, O. *Coroziunea și protecția metalelor*. București, Ed. tehnică, 1963.

[6] Shreir. *Corrosion*, vol. I, II. Londra, Ed. John Willey, 1963.

[7] Wright, I. G. În: Oxidat. of. metals, 1974, nr. 5, p. 283.

[8] Lazarov, Eh. M. În: J. fiz. him., 1974, 48, nr. 11, p. 2769.

[9] Pieraggi, B. În: J. mater. nucl., 1974, 45, nr. 2, p. 224.

[10] Hammer, B. În: Scand. J. Metallurgy, 1974, nr. 3, p. 123.

Ing. C. Firoiu
Institutul politehnic — București
și ing. Ileana Mangiurea
Institutul de cercetări metalurgice — București

Contribuții la sistematizarea utilizării argilelor în industria refractară

CZ : 621.742.43 : 666.76

Problema lărgirii bazei de materii prime pentru fabricarea produselor refractare, ca și a utilizării ei rațională reprezintă una din problemele de bază cu care se confruntă industria din R.S. România.

Constatarea — la nivel mondial — că rezervele de materii prime naturale sînt limitate, a făcut ca în ultimii ani optica asupra exploatării și mai ales a utilizării materiilor prime refractare naturale să se schimbe radical. Aceste lucruri se reflectă practic în cîteva aspecte deosebit de semnificative, din care se amintește :

— scăderea gradului de exploatare selectivă a zăcămintelor de argile cu abandonarea rezervelor de calitate inferioară ;

— creșterea gradului de prelucrare a materiilor prime naturale, astfel încît să poată fi utilizate cît mai eficient din punct de vedere calitativ și economic ;

— găsirea unor destinații speciale fiecărei materii prime, astfel încît să poată fi utilizate și materiile prime inferioare pentru fabricarea unor anumite produse unde li se poate pune în valoare una sau alta din caracteristicile lor tehnologice.

Deși descoperirea, cercetarea și utilizarea de noi rezerve de materii prime nu au fost neglijate niciodată, noua situație creată a dus la modificarea opticii de abordare a problemelor, alături de cercetările privind descoperirea și valorificarea rezervelor naturale, dezvoltîndu-se din ce în ce mai mult o activitate de studiu tehnologic menită să scoată în evidență caracteristicile specifice fiecărei materii prime în parte și să stabilească modalități de utilizare a ei cu eficiență sporită sau să găsească posibilități de prelucrare în scopul obținerii unor produse calitativ superioare sau a unor produse care să corespundă mai bine unui anumit loc de utilizare.

Prezenta lucrare reprezintă o încercare de caracterizare generală a principalelor argile refractare utilizate în industrie și de elaborare a unor recomandări de utilizare optimă a lor, atît din punct de vedere tehnologic, cît și economic.

S-a studiat un număr de opt argile refractare, din care cinci indigene și trei din import, după cum urmează : argilă de Anina ; argilă de Suncuiuș ; masă caolinoasă de Aghireș ; argilă de Tg. Jiu ; argilă de Cristian ; argilă AR_1 — U.R.S.S. ; argilă W special — R.S.C ; argilă CH — R.S.C.

În tabelul 1 este dată compoziția chimică și mineralogică medie a argilelor, stabilită pe un număr de minimum 150 analize chimice parțiale și minimum 10 analize chimice totale, efectuate în mai multe laboratoare, în intervalul de timp de doi ani. Excepție de la aceasta fac argilele de Tg. Jiu și Cristian, pentru care a stat la dispoziție un număr mai mic de probe.

Tabelul 1

Compoziția chimică și mineralogică medie a argilelor

	Proveneința argilei							
	Anina	Suncuiuș	Masă Caolin	Tg. Jiu	Cristian	AR. 1 U.R.S.S.	W Special R.S.C	CH R.S.C.
Compoziția chimică, %								
SiO_2	56,30	55,02	56,57	60,21	50,58	44,97	43,2	46,8
Al_2O_3	27,52	28,73	28,64	29,96	27,00	38,00	38,46	34,46
TiO_2	0,88	0,95	0,50	1,00	1,16	2,10	1,81	1,36
Fe_2O_3	1,76	2,86	2,20	1,42	4,26	1,50	1,59	1,71
CaO	0,66	0,85	0,56	0,52	0,95	0,28	0,65	0,70
MgO	0,63	0,44	0,65	0,51	0,78	0,39	0,92	0,53
Na_2O	0,25	0,26	0,19	0,27	0,17	0,14	0,06	0,07
K_2O	2,26	2,51	0,97	0,75	1,30	0,43	0,38	0,59
P.C.	9,70	9,9	10,92	6,57	13,87	13,36	14,20	13,60
Compoziția mineralogică, %								
caolinit	61	63	70	45	56	76	—	—
cuarț	16	11	19	8	6	6	—	—
mică + feldspat	20	23	7	38	27	3	—	—

Tabelul 2

Caracteristici tehnologice medii ale argilelor

	Proveniența argilei							
	Anina	Suncuiuș	Masă Caolin	Tg. Jiu	Cristian	AR. 1 U.R.S.S.	W Special R.S.C.	CH R.S.C.
Textură, %								
Rest pe sita de 0,088	38,5	29,5	2,5	81,8	19,3	6,9	2,2	—
Sub sita de 0,088	61,5	70,5	97,5	18,2	80,7	93,1	97,8	—
Indice de ~~planificare~~ plasticitate Pfefferkorn	25,5	29,7	27,7	24,0	27,5	31,6	34,5	30,9
Putere liantă Rezist. la tracț., gf/cm²	43,5	81,7	111	—	72,7	61,0	61,0	73,6
Contracție, %								
la uscare	3,9	7,6	6,0	3,9	5,5	5,6	8,6	7,5
1 000°C	—	—	—	1,3	4,3	—	—	—
1 100°C	—	3,3	—	3,2	6,8	—	—	—
1 200°C	—	5,9	—	5,6	8,1	—	—	—
1 300°C	0,1	7,0	7,7	—	—	3,4	6,1	2,3
1 400°C	4,9	—	11,8	—	—	13,7	12,6	10,0
1 500°C	—	—	—	—	—	14,3	10,8	9,0
Interval vitrifiere								
1 000°C					↑			
1 100°C		↑			|	↑	↑	↑
1 200°C	↑	|	↑		|	|	|	|
1 300°C	|	|	|		|	|	|	|
1 400°C	|	↓	|		↓	|	|	|
peste 1 400°C	⋮		⋮			⋮	⋮	⋮
Punct de vitrifiere, °C	> 1400	1400	>1400	—	1 350	>1 550	>1 550	>1 500

Compoziția mineralogică s-a stabilit prin calcul (din compoziția chimică) și s-a evaluat din curbele termice, rezultatele obținute fiind comparabile.

În cazul zăcămintelor care conțin mai multe sorturi de argile, s-a urmărit ca probele să acopere întreaga gamă a sorturilor existente.

În tabelul 2 sînt date principalele caracteristici tehnologice ale aceleiași argile.

Ca început al vitrifierii s-a considerat temperatura de la care valoarea absorbției de apă a început să scadă mai mult de 5% pentru 100°C. Sfîrșitul intervalului de vitrifiere s-a considerat ca fiind temperatura la care absorbția a fost minimă, nedepășind valoarea de 2%. Absorbții de apă sub 1% — așa cum prevede standardul — nu s-au putut atinge, marea majoritate a argilelor topindu-se înainte de a ajunge la această valoare.

O parte din caracteristicile tehnologice și chimice sînt redate grafic în figura 1.

În figura 2 sînt reprezentate curbele termice diferențiale ale argilelor românești studiate.

În urma interpretării datelor de caracterizare a argilelor, pe baza lucrărilor și studiilor existente și a experienței de peste zece ani în utilizarea acestor materii prime, s-a elaborat o serie de recomandări generale de utilizare economică și tehnologic avantajoasă a lor.

Astfel *argila Anina* se recomandă a fi utilizată ca bază de materii prime pentru obținerea șamotelor înnobilate (cu adaos de alumină tehnică) prin măcinare și amestecare, asigurîndu-se astfel o distrugere și uniformizare a sterilului și impurităților care se găsesc sub formă de aglomerări. Poate fi utilizată și pentru șamotizare directă în cuptor rotativ, asigurînd în acest fel șamote superioare celor din argilă Suncuiuș obținute în aceleași condiții, datorită gradului de mulitizare mai ridicat [7]. Nu se recomandă utilizarea acestei argile ca liant decît în cazuri speciale, în proporție de minimum 25% și numai pentru produse a căror temperatură de ardere depășește 1 450—1 500°C, asigurîndu-le deformări sub sarcină de peste 1 500°C.

Argila Suncuiuș se recomandă a fi utilizată ca bază de materii prime pentru obținerea șamotelor obișnuite, prin șamotizare directă sau ca liant, în proporție de 15—25%, fiind liantul optim pentru produse refractare de șamotă și aluminoase, a căror temperatură de ardere nu depășește 1 500°C. Adaosuri de liant mai mari de 25% din această argilă nu sînt recomandate,

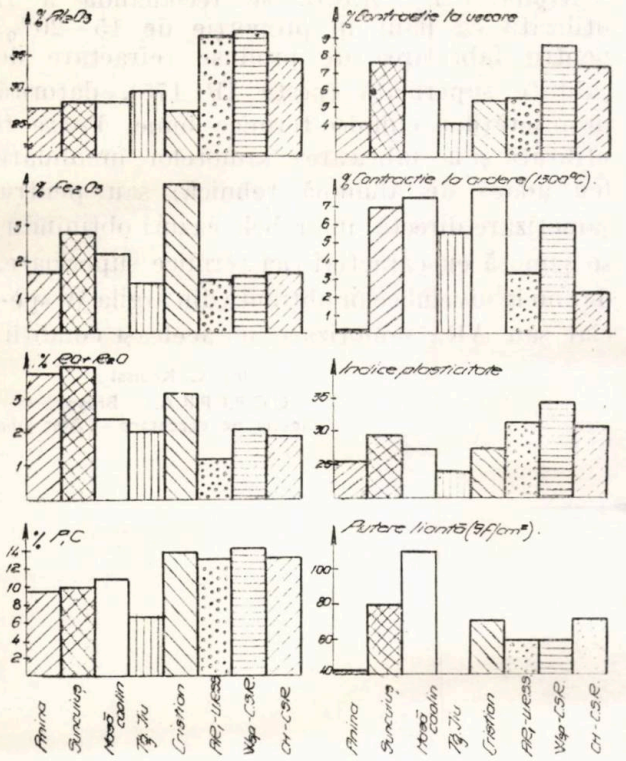


Fig. 1. Caracteristicile fizico-chimice și tehnologice ale argilelor utilizate în industria refractară

deoarece duc la scăderi ale deformării sub sarcină a produsului finit. De asemenea nu se recomandă înnobilarea acestor argile în vederea fabricării șamotelor aluminoase, deoarece cantitatea mare de fondanți duce la scăderea proprietăților termice ale șamotelor.

Masa caolinoasă de Aghireș este un liant foarte bun pentru produsele refractare care se ard peste 1 450°C, asigurîndu-le proprietăți termice superioare celor obținute cu alți lianți. Pînă la această temperatură caracteristicile fizico-mecanice ale produselor legate cu masă caolinoasă sînt slabe. Masa caolinoasă de Aghireș poate fi utilizată de asemenea ca materie primă pentru obținerea șamotelor înnobilate (cu adaos de alumină tehnică), obținîndu-se șamote cu caracteristici termice îmbunătățite, dar necesitînd temperaturi de ardere mai ridicate și paliere mai lungi datorită reactivității scăzute a materiei prime. Nu se recomandă utilizarea masei caolinoase de Aghireș ca materie primă pentru fabricarea șamotelor obișnuite, datorită dezavantajelor tehnico-economice legate de procesul de șamotizare (grad de prăfuire și consum specific de gaz ridicate).

Argila de Tg. Jiu se recomandă ca materie primă pentru obținerea șamotelor înnobilate cu caracteristici termice foarte bune, grad de mulitizare deosebit de avansat și aspect alb. Poate fi utilizată și pentru șamotizare directă în cuptor rotativ, în care caz materialul trebuie calibrat pînă la dimensiuni maxime de 20 mm, pentru evitarea formării miezului negru în bulgării de șamotă. Din șamota astfel obținută se obțin produse cu caracteristici fizico-mecanice și termice similare produselor de tip CA—75. Argila de Tg. Jiu poate fi utilizată de asemenea direct ca degresant (fără ardere prealabilă) în proporție de pînă la 15%. Nu se recomandă folosirea argilei de Tg. Jiu ca liant.

Argila de Cristian poate fi utilizată cu succes ca liant, în proporție de 20—30%, pentru produse refractare de uzură utilizate în industria siderurgică și pentru produse refractare inferioare (cu refractaritate IP 167—169), fără pretenții deosebite în exploatare. Se recomandă de asemenea utilizarea argilei de Cristian ca șamotă arsă jos (800°C), pentru fabricarea acelorași produse.

Dintre argilele de import utilizate în industria refractară, *argila* AR_1—*U.R.S.S.* se recomandă a fi utilizată la șamotizare directă sau ca bază de materie primă pentru obținerea șamotelor înnobilate. În ambele cazuri se obțin șamote cu caracteristici termice superioare, argila AR_1 fiind materia primă cu cel mai înalt grad de mulitizare utilizat în prezent în industria refrac-

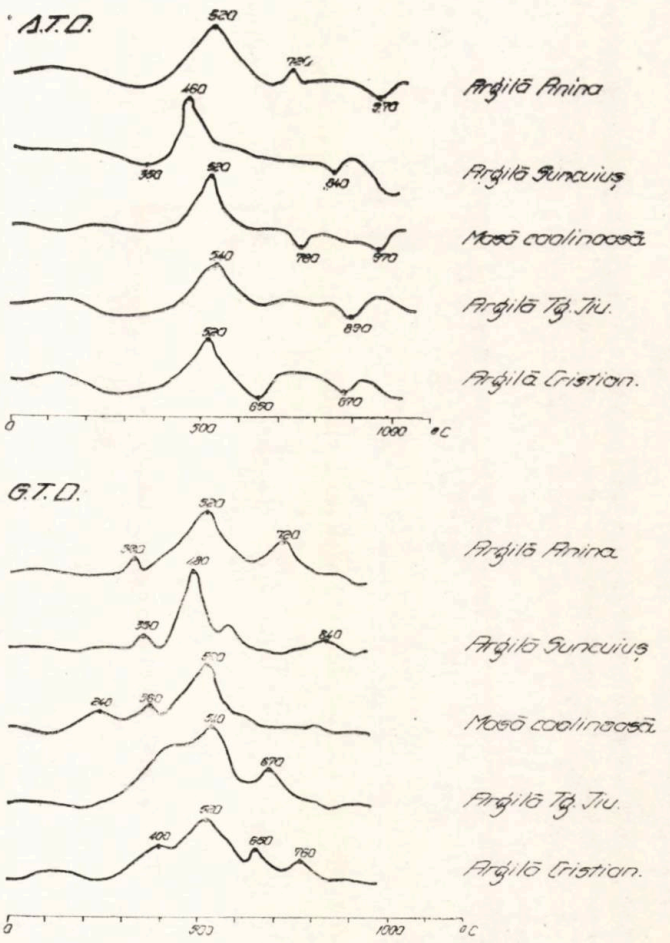


Fig. 2. Curbele termice diferențiale ale argilelor refractare românești

tară românească. Nu se recomandă utilizarea ca liant a argilei de tip AR_1 — U.R.S.S., datorită microfisurilor care se formează în masă în timpul arderii și care înrăutățesc simțitor proprietățile fizico-mecanice ale produselor.

Argila W special — R.S.C. se recomandă ca bază de materii prime pentru fabricarea șamotelor înnobilate cu adaos de alumină tehnică), obținîndu-se șamote cu grad înalt de mulitizare și proprietăți termice ridicate. Poate fi utilizată și pentru șamotizare directă, în acest caz obținîndu-se șamote cu miez negru sau granule negre, care însă nu dăunează produsului finit. Nu se recomandă utilizarea argilei W special ca liant, datorită proprietăților fizico-mecanice reduse pe care le conferă produsului finit.

Argila CH — R.S.C. se recomandă a fi utilizată ca liant în proporție de 15—20%, pentru fabricarea de produse refractare de calitate superioară (peste IP 175), datorită proprietăților chimico-termice bune. Poate fi utilizată și la fabricarea șamotelor înnobilate (cu adaos de alumină tehnică) sau pentru șamotizare directă, în ambele cazuri obținîndu-se șamotă cu caracteristici termice superioare, dar nu la nivelul celor obținute din argila W special sau AR_1, șamotizate în aceleași condiții.

Ing. C. Kreissl
C.C.P.F.P.R.A.— Brașov
Colectiv de cercetare— Alba-Iulia

Perspectivele dezvoltării siderurgiei mondiale pînă în anul 2000

În cursul ultimelor două decenii producția de oțel a crescut de la 270 mil. t în 1955 la 850 mil. t în 1975. Se afirmă că în 1985 ea va atinge 1,1 mld. t, iar în anul 2000 — 1,7 mld. t. Participarea țărilor în curs de dezvoltare la producția mondială de oțel va crește de la 5,1 % în 1974 la 11,7 % în 1985 și pînă la 20—25 % în anul 2000. Ritmul anual de creștere a producției de oțel a țărilor industrializate este de 2 — 2,5 %, iar cel al țărilor în curs de dezvoltare este de 6,7—9,4 %; creșterea consumului este de respectiv 2 — 2,5 % și 6 — 10 %. În perioada 1964—1974, importurile de oțel ale țărilor în curs de dezvoltare au crescut de la 1,6 mld. la 5,1 mld. dolari. În anul 2000 ele vor atinge aproximativ 26,2 mld. dolari. În perioada 1964—1974, costul unei tone de tablă groasă a ajuns la 402 dol.; costul minereului de fier exportat din India a crescut cu 13 % — de la 6,85 la 7,85 dol./t din Brazilia — cu 60 % (de la 9,3 la 14,9 dol./t). În aceeași perioadă, prețurile la cărbune cocsificabil au crescut de aproape două ori — de la 11,15 dol. la 22,12 dol./t.

Productivitatea furnalelor a crescut pînă la 7—12 mii t/24 h (2,5 — 4 mil. t/an). Consumul de cocs la 1 t fontă în numeroase țări a scăzut la 400—450 kg. În 1985 acest consum va scădea la 350 kg/t. În domeniul oțelăriei își află o utilizare din ce în ce mai largă turnarea continuă. În prezent, în Japonia circa 20 % din uzine și în S.U.A. 10 % din uzine aplică această tehnologie. Aproximativ 51 % din producția mondială de oțel provine de la convertizoarele cu oxigen, circa 17 % de la cuptoarele electrice. Se consideră că în 1985 convertizoarele cu oxigen vor da cca. 70 % din producția mondială de oțel, iar în anul 2000 — 60 %. În 1985 consumul de fier vechi se va ridica la 470 mil. t, iar în anul 2000 la 1 mld. t. Capacitatea totală de producție a uzinelor nou construite va fi de 765 mil. t/an în perioada 1975—1985, iar în perioada 1986—2000 de 1,1 mld. t/an.

(În: *BiuletynInformacyjny, Polonia, nr. 8, 1978, p. 8*)

Noi tipuri de oțel puse la punct la Societatea NKK

Societatea NKK a pus la punct două noi tipuri de oțeluri rezistente la coroziune și slab aliate, afirmînd totodată că aceste tipuri sînt ieftine și foarte eficace pentru construcțiile submarine. Noul tip NK Marine 6, care conține cupru, crom și fosfor este considerat foarte adecvat pentru zona de stropire, unde prezintă o rezistență de două sau trei ori mai mare decît a oțelului carbon. Acest tip de oțel este folosit în principal pentru fabricarea țevilor și tablei pentru structurile submarine. Al doilea tip de oțel NK Marine 50 conține cupru, crom și aluminiu, fiind folosit în zone complet acoperite de apă; de asemenea noul oțel prezintă proprietăți mecanice bune și o sudabilitate satisfăcătoare.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, 1978, nr. 6313, p. 35*)

Noul cuptor electric UHP de la Dunes-Creusot Loire

La sfîrșitul lunii martie 1978, noul cuptor UHP al oțelăriei de la Dunes a realizat prima sa șarjă în condiții foarte satisfăcătoare. Realizat și conceput de CLESID, grupul Creusot-Loire, pe baza tehnicii Lectromelt, acest cuptor are o cuvă cu Ø5,80 m, o capacitate de 80 t oțel, iar diametrul electrozilor este de 550 mm. Bolta cuptorului comportă trei orificii pentru electrozi, un orificiu de aspirare a gazelor arse și un orificiu de trecere a tuturor elementelor de adaos, a căror introducere este complet automatizată și comandată de la pupitrul central. Cuptorul este alimentat de un transformator de 48 MVA (poate furniza la începutul topirii 60 MVA), construit de Jeumont-Schneider (tensiune primară — 30 000 V; tensiune secundară — 169—612 V; intensitate maximă — 64 000 A). Cuptorul și echipamentele sale periferice se află într-o nouă clădire, avînd suprafața de 1 840 m² și înălțimea de 37 m (greutatea structurii metalice — 810 t; greutatea planșeelor — 800 t).

Amplasată în parcul de fier vechi, în fața vechiului cuptor Martin nr. 2, această construcție cuprinde: cuptorul, transformatorul cuptorului, un pod rulant de 100 t destinat încărcării cuptorului și așezat pe o cale de rulare la înălțimea de 23 m, un schip de 8 t pentru alimentarea celor 14 pîlnii la nivelul de 13 m, o instalație de pîlnii și benzi permițînd alimentarea automată a cuptorului cu elemente de adaos, amplasamentul pentru o eventuală alimentare cu pelete sau fontă granulată, o cabină de comandă pentru care condițiile de muncă au fost studiate în mod special (insonorizare, vitraje etc.), un colț de odihnă, vagonetul de fier vechi, vagonetul pentru oțel, vagonetul de zgură, un ascensor pentru personal (pînă la nivelul de 28 m).

Clădirea filtrelor este prevăzută pentru filtrele de purificare a gazelor arse cu ajutorul unui nou sistem de filtre cu manșon, din pîslă cusută. Instalația cuprinde patru ventilatoare de 250 kW (340 CP), deci un total de 1 360 CP. Suprafața de filtrare — 2 750 m³; greutatea instalației — 450 t.

Gazele arse sînt aspirate la nivelul bolții cuptorului și prin hota din acoperiș. Posibilitățile de aspirație sînt de 50 000 Nm³/h la orificiul *4*, 483 000 Nm³/h la hotă. Gazele arse la orificiul *4* vor trece printr-o cămașă de răcire cu apă, în scopul reducerii temperaturii lor de la 1 350 la 600°C. Desprăfuirea este efectuată pe cale uscată la 130°C, printr-un nou sistem de filtre cu manșon de pîslă. Prafurile sînt „peletizate" și recuperate. Aerul astfel purificat este evacuat în atmosferă prin intermediul unui coș și are un indice de prăfuire sub 20 mg/m³. Este de menționat că gazele arse sînt vizibile cu ochiul liber începînd de la 110 g/m³.

Clădirea electrică, ocupînd o suprafață de 192 m², cuprinde transformatoarele de alimentare ale instalațiilor auxiliare și echipamentelor electrice pentru filtre, pompe, refrigerenți etc. Ea cuprinde trei transformatoare de 1,6 MVA, dintre care unul de rezervă.

Clădirea pompelor, ocupînd o suprafață de 210 m², amplasată în locul fostelor instalații de răcire, conține 9 pompe de 100 m³/h, deci 900 m³/h pentru o putere instalată de 650 CP.

Pentru evitarea oricărei poluări, inclusiv termică, sistemul de răcire a apelor de la oțelăria UHP este în circuit închis.

Răcirea este asigurată de aerorefrigeratori Creusot-Loire, care răcesc 800 m³ apă/h de la 60 la 40°C, absorbind 13 mil. kcal/h. Aceste echipamente funcționează în același fel cu radiatoarele de automobil și prezintă aproape același aspect. Ele sînt constituite din patru elemente alăturate, fiecare dintre ele conținînd două panouri tubulare cu nervuri (radiatoare), răcite cu aerul forțat furnizat de două ventilatoare.

Stația de transformatoare primește curent de 225 000 V de la EDF (Electricité de France) și îl transformă în curent de tensiune medie. Stația cuprinde un transformator de 100 MVA pentru alimentarea cuptorului UHP și a cuptorului funcționînd în prezent, precum și un transformator de 40 MVA pentru alimentarea restului uzinei.

(În: *Revue de Métallurgie, Franța, nr. 7, 1978, p. 481—482*)

Producția de oțeluri de calitate în Japonia

	1976	1977[1] (miit)	1978[2]
Oțeluri de construcții	4 472	4 615	4 740
" carbon	2 647	2 740	2 840
" aliate	1 825	1 875	1 900
Oțeluri rezistente la coroziune	1 714	1 635	1 635
" de înaltă rezistență	1 881	1 550	1 450
" de arcuri	566	583	590
" de automate	538	554	560
" de rulmenți	511	490	501
Sîrmă pentru corzi de pian	309	312	315
Oțeluri de scule	217	211	218
" carbon	123	120	124
" aliate	68	66	69
" rapide	19	19	19
" elaborate sub vid	4	5	5
Oțeluri refractare	25	24	25
Total	10 259	10 000	10 060

1) date provizorii; 2) previziuni

(În: *Informacja Hutnicza, Polonia, 31.VII.1978, p. 2*)

Sesiunea CECO cu privire la fabricarea și utilizarea tablei groase

CECO va organiza la Luxemburg între 20 și 21 febr. 1979 o sesiune asupra lucrărilor de cercetare întreprinse în domeniul fabricării și utilizării tablei groase.

Referatele vor trebui să arate dezvoltarea fabricării tablelor groase (peste 20 mm) pe baza unor criterii economice, metalurgice și tehnice.

Temele sesiunii sînt :

— Consumatorii de table groase vor referi asupra siguranței în exploatare a rezervoarelor de presiune.

— Se va analiza în ce mod CECO a contribuit la ridicarea calității tablelor groase, prin activitatea de cercetare.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 19, sept., 1978, p. 1013*)

Noul laminor de bare și sîrmă de la uzina Hällefors

Concernul suedez SKF Steel (producător important de oțeluri speciale) a construit la uzina Hällefors un nou laminor de bare și sîrmă, în valoare de 37,7 mil. dol., care a intrat în funcțiune în sept. 1977. Noua investiție se remarcă printr-o mare grijă pentru protecția mediului înconjurător, o înaltă calitate a produselor, un grad înalt de securitate și igienă a muncii. Capacitatea anuală de producție a liniei la funcționare continuă este de 300 mii t.

Datele principale ale noului laminor :

Suprafața totală a halei	26 000 m²
Volumul total	230 000 m³
Lungimea halei	296 m
Lățimea halei (maximă)	70 m
Înălțimea halei (maximă)	17 m
Costul investiției	170 mil. coroane
Personal (total la funcționare în două schimburi)	41 persoane
Capacitatea de producție (funcționare continuă)	300 mii t/an
Productivitatea cuptorului de încălzire	60 t/h

Încărcătura : țagle pătrate 120 mm × max. 12 m

Produs : bare Ø 12 — 65 mm, lungimea 3—12 m
sîrmă Ø 12—32 mm, masa maximă a colacului 1 250 kg

(În : *Biuletyn Informacyjny, Polonia, nr. 6, 1978, p. 22*)

Noutăți din industria aluminiului în Ungaria

Acordul sovieto-ungar privind alumina și aluminiul, inițial încheiat pînă în 1980, a fost prelungit pînă în 1985. El a permis o exploatare intensivă a bauxitei în Ungaria. Ungaria furnizează 4% din producția mondială de bauxită și 3% din cea de aluminiu.

La uzina de electroliză de la Ajka va fi instalată o nouă turnătorie de aluminiu, pentru care societatea americană Alloyed Products Corp. (APC) va furniza tehnologia, know-how-ul și mașinile : costul investiției — 600 mil. forinți (72 mil. FF) ; capacitatea anuală — 2 700 t ; punerea în funcțiune prevăzută — 1980.

(În : *Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 474, iunie, 1978, p. 286*)

REVISTA REVISTELOR

Iz. VUZ Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 7, 1978

Cercetarea conductibilității electrice a straturilor necalmate ale oxizilor de metale greu fuzibile, p. 5 — *Viscozitatea topiturii în sistemul Fe-Co*, p. 9 — *Conducerea procesului de decarburare*, p. 14 — *Procesul de sinterizare în sistemul Fe_2O_3-NiO*, p. 18 — *Modificarea structurii stratului încărcăturii la aglomerarea sub presiune*, p. 21 — *Proprietățile termofizice ale peletelor din minereu de fier*, p. 25 — *Controlul procesului cu vid-oxigen de decarburare a oțelului inoxidabil prin metoda măsurării continue a oxidării gazelor de evacuare*, p. 29 — *Măsurarea continuă a activității oxigenului cu ajutorul metodei e.d.s.*, p. 34 — *Compoziția de fază și higroscopicitatea incluziunilor nemetalice silicoaluminoase din oțelurile topite*, p. 38 — *Cercetarea statistică a parametrilor instabilității băii de convertizor*, p. 42 — *Oxidarea secundară a oțelului la turnarea continuă*, p. 46 — *Calculul distribuției impurităților în topitura cristalizată, în condițiile convecției termice naturale*, p. 49 — *Determinarea analitică a dimensiunilor optime pentru maselota lingoului*, p. 53 — *Posibilitatea înlăturării concomitente a fosforului și sulfului în perioada de oxidare a topirii electrice*, p. 57 — *Cercetarea condițiilor de temperatură în formarea lingourilor din oțeluri rapide*, p. 61 — *Resursele de plasticitate ale metalului în laminarea la cald a benzilor*, p. 76 — *Metodologia cercetării experimentale de întindere specifică a benzii la cald în procesul de laminare continuă*, p. 80 — *Modificarea formei metalului în calibre închise pentru profile grele*, p. 84 — *Condițiile rotirii profilului simplu în calibru*, p. 88 — *Influența formei semifabricatului inițial asupra realizării configurației profilului periodic*, p. 92 — *Influența geometriei matrițelor asupra procesului de întindere cu oscilații ultrasonice radiale*, p. 96 — *Modelarea curgerii metalului la presarea oxisimetrică*, p. 98 — *Optimizarea unghiului de conicitate al matriței la extrudarea țevilor cu frecare activă*, p. 102 — *Evidența influenței interacțiunii straturilor asupra cinematicii în corpul deformat cu mai multe straturi*, p. 106 — *Calculul tensiunilor în cilindrul de sprijin la ajustarea bandajului cu joc*, p. 109 — *Difuziunea și viscozitatea metalelor lichide pe baza cuantificării volumului*, p. 114 — *Studierea procesului de descompunere a soluției solide de fier suprasaturate în aluminiu în aliajul AD—1, călit în aer cu 873 K*, p. 122 — *Particularitățile transformării izotermice a austenitei în oțelurile cu nichel*, p. 127 — *Planificarea experimentului în cercetarea rezistenței la temperaturi înalte a aliajelor din sistemul Fe-Ni-Cr-Si-Al*, p. 131 — *Cercetarea fazei α în oțelurile aliate cu elementele care formează carburi*, p. 137 — *Cercetarea roentgenografică a tensiunilor în oțelurile durificate prin prelucrare cu role*, p. 140 — *Influența poligonizării asupra texturii în oțelul electrotehnic silicios*, p. 144 — *Influența stării inițiale asupra îmbătrînirii aliajului Fe — 14,5% Mo în procesul de iradiere cu electroni*, p. 148 — *Cercetarea schimbului de căldură la încălzirea prin stropire a semifabricatelor*, p. 162 — *Cercetarea procesului de scurgere a metalului și a zgurei din convertizor*, p. 166 — *Analiza și sinteza structurilor optime ale liniilor tehnologice în producția de laminate*, p. 170 — *Economia producției de metal prin metoda retopirii electrice cu arc de plasmă*, p. 175 — *Modelul matematic al grupei de secții principale din cadrul unei uzine metalurgice tip*, p. 180.

Stal, U.R.S.S., nr. 8, 1978

Perfecționarea profilelor furnalelor, p. 685 — *Natura lianților de zgură ale peletelor de minereu de fier*, p. 688 — *Influența particularităților de structură a aglomeratelor de minereu de fier cu particularitățile de structură a aglomeratelor de minereu de fier cu bazicitate diferită asupra rezistenței și dezoxidării lor*, p. 696 — *Eficiența îmbogățirii vîntului cald cu oxigen la elaborarea fontei de afinare*, p. 697 — *Perfecționarea algoritmului de comandă a sistemului de alimentare cu încărcătură a*

furnalului de 5000 m³, p. 700 — *Cercetarea particularităților de rafinare a topiturilor înalt aliate cu amestecuri de oxigen-gaz*, p. 702 — *Particularitățile reglării cu blocare a jetului la turnarea continuă a oțelului*, p. 705 — *Cercetarea subrăcirii la cristalizarea lingourilor de oțel*, p. 707 — *Instalație pentru alimentarea cu materiale pulverulente a convertizoarelor cu insuflare în partea de sus și de jos*, p. 709 — *Influența diferitelor tipuri de fier vechi asupra indicatorilor de elaborare a oțelului în cuptoarele electrice de 100 t*, p. 712 — *Reglarea inductanței cuptorului cu arc electric de elaborare a oțelului în funcție de desfășurarea elaborării*, p. 716 — *Modificarea compoziției și structurii fazei metalice în procesul de reducere a peletelor cu crom-cărbune*, p. 718 — *Elaborarea aluminiu-niobiului în cuptoarele electrice industriale*, p. 721 — *Laminarea grinzilor I cu aripi late, cu folosirea cajei finisoare universale*, p. 722 — *Cercetarea legităților de modificare a formei laminatelor la laminarea tablelor groase*, p. 726 — *Cercetarea laminorului semicontinuu 500/350 de la uzina metalurgică Zlatoustovsk*, p. 728 — *Defectele interne ale fisurilor cilindrilor și capacitatea de funcționare ale cilindrilor de sprijin pentru laminarea la cald*, p. 731 — — *Mărirea eficienței de răcire a cilindrilor de la laminoarele pentru platbandă*, p. 734 — *Perfecționarea producției de țevi trefilate*, p. 736 — *Căile de reducere a consumului de metal la fabricarea țevilor la laminoarele în pas de pelerin*, p. 738 — *Rezistența cablurilor cu inimă organică*, p. 741 — *Tratamentul termomecanic de înaltă temperatură al sîrmei pentru arcuri în condiții industriale*, p. 743 — *Influența încălzirii la temperatură joasă asupra proprietăților sîrmei din oțel manganos*, p. 746 — *Cercetarea structurii și proprietăților oțelului rapid slab aliat*, p. 749 — *Influența procedeului de elaborare asupra mărimii grăunților și rezistenței la temperaturi înalte a oțelului 12H1MF*, p. 753 — *Exactitatea indicatorilor de calitate ai oțelurilor pentru rulmenți, în funcție de incluziunile nemetalice*, p. 757 — *Mărirea izotropiei proprietăților plastice ale oțelurilor 30XGSA și 30HGSN2A pentru construcții*, p. 761 — *Metodologia evaluării cantitative a factorilor care influențează asupra volumului lucrărilor de reparații*, p. 763 — *Analiza comparativă a indicatrorilor de încălzire prin inducție și cu flacără pentru instalațiile de extrudare a țevilor*, p. 766 — *Dependența regimului termic al ecranelor de la cazanul de răcire OCG — 250 b/d de regimul de lucru al exhaustoarelor*, p. 769.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 8, 1978

Micșorarea poluării cu praf a aerului la transportoarele mașinilor de aglomerare, p. 10 — *Determinarea numărului gurilor de vînt pentru furnalele mari*, p. 12 — *Demontarea furnalului de la uzina Zapadno-Sibirsk*, p. 14 — *Dezoxidarea oțelului 08 ps (cp) slab aliat*, p. 19 — *Menținerea în lingotiere a lingourilor din oțel calmat, turnate în lingotierele lărgite în partea de jos cu plăci termoizolatoare*, p. 20 — *Montarea și fixarea inserțiilor termoizolante în lingotiere*, p. 21 — *Construcții noi de etanșare a orificiilor de electrozi de la cuptorul electric cu arc*, p. 22 — *Modernizarea cuptoarelor cu arc electric de capacitate mică*, p. 24 — *Protecția oalelor de zgură*, p. 25 — *Producția de table laminate la rece la toleranțele minus la laminorul cu cinci caje*, p. 27 — *Laminarea în pas de pelerin a țevilor în cîmp de toleranță îngust*, p. 28 — *Laminarea semifabricatelor pentru țevi în cîmpul de toleranță îngustat*, p. 30 — *Economia de cositor la fabricarea tablei prin cositorire electrolitică*, p. 31 — *Fasonarea cilindrilor orizontali pentru slebing*, p. 34 — *Protecția la aburi a traductoarelor de la laminor*, p. 35 — *Accelerarea ritmurilor de creștere a productivității muncii în întreprinderile metalurgice*, p. 36.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 17, august, 1978

Experiențe în legătură cu tăierea oțelului rotund cu ajutorul arzătoarelor autogene, p. 861 — *Experiențe cu o instalație de încercare a sîrmei calde, la un laminor de mare productivitate cu patru fire*, p. 867 — *HOWAQ, un nou procedeu pentru tratamentul termic continuu al tablei subțiri*, p. 873 — *Problemele cursei stabile a benzii la laminoarele tandem moderne la rece*, p. 880.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 18, sept., 1978

Posibilitățile aprovizionării în viitor cu cărbune a industriei siderurgice din țările capitaliste, p. 913 — *Comparație între două cuploare cu propulsie pentru brame, cu și fără vatră fixă, de la un laminor de tablă groasă*, p. 924 — *Durcisarea oțelului rotund cu luciu metalic la cojire, în comparație cu tragerea*, p. 933 — *Tratamentul termic al rotoarelor pentru turbine cu aburi din oțeluri Cr-Mo-V, cu 1% Cr, solicitate la fluaj*, p. 941.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 19, sept., 1978

Concepția unei conducte de minereu în comparație cu conductele existente pentru transportul minereului de fier, p. 975 — *Controlul și reglarea consumului de energie într-o oțelărie electrică*, p. 979 — *Studii asupra comportării statice și autovibratorii a unui pod rulant din oțel*, p. 984 — *Tablă groasă și bandă la cald din oțeluri bainitice cu conținut foarte redus de carbon*, p. 989.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 9, sept., 1978

Stadiul cercetării în domeniul metalelor dure, p. 317 — *Propagarea fisurilor și rezistența la rupere a materialelor sinterizate și a bimetalului*, p. 321 — *Materiale de aluneeare și de frictiune sinterizate* p. 327 — *Noi direcții de dezvoltare la deformarea materialelor pulverulente*, p. 332 — *Compactarea pulberilor prin laminare la cald*, p. 336 — *Tratamentul termomecanic al oțelurilor de construcții de înaltă rezistență*, p. 341 — *Posibilitățile de fabricare a aluminei din silicat de aluminiu, în combinație cu alte procedee de fabricație anorganice — tehnice*, p. 345.

Hutnik, Polonia, nr. 8—9, 1978

Metode mecanice și chimice de pregătire a amestecului înainte de aglomerarea minereurilor, p. 319 — *Determinarea cantitativă a influenței fontei lichide asupra productivității cuptoarelor Martin*, p. 323 — *Cercetarea macrostructurii brichetelor de fier spongios*, p. 327 — *Influența condițiilor de încărcare asupra dinamicii funcționării termice a cuptorului tandem*, p. 330 — *Proprietățile pieselor forjate pentru cilindrii de rotor din oțel 25MF în lumina cercetărilor privind proprietățile mecanice și rezistența la fisurare*, p. 337 — *Dezvoltarea metalurgiei fizice a oțelurilor rezistente la coroziune*, p. 343.

Wiadomosci Hutnicze, Polonia, nr. 7, 1978

Transportul continuu de materiale friabile în metalurgie, p. 245 — *Descărcarea automată a materialelor friabile*, p. 247 — *Expediția pe cale ferată a produselor laminate*, p. 249 — *Deservirea stațiilor metalurgice cu trenuri grele*, p. 253 — *Sisteme de organizare a muncii la stațiile de cale ferată și la stațiile metalurgice*, p. 255 — *Comunicațiile radiotelefonice în transportul de cale ferată*, p. 258 — *Automatizarea utilajelor de manevrare*, p. 262 — *Securitatea și igiena muncii în transportul metalurgic de cale ferată*, p. 264.

C.I.T., Franța, nr. 4, 1978

Preîncălzirea aerului de combustie a cauperelor cu gaz de furnal, p. 693 — *Exemplu de valorificare a gazelor de furnal: Preîncălzirea aerului de combustie al arzătoarelor cu gaz de furnal ale cauperelor cu vînt cald*, p. 707 — *Tehnologia strîngerilor hidraulice și a reglărilor de grosime la laminoarele la rece*, p. 729 — *Insuflarea profundă a pulberilor în fonta sau oțelul lichid*, p. 775 — *Rolul structurilor fontelor cu grafit nodular asupra rezistenței lor conform metodei de simulare IRSID*, p. 789 — *Contribuție la studiul metodelor analitice, chimice și electrochimice de separare, identificare și dozare a diferiților compuși borurați prezenți în oțelurile slab aliate*, p. 821.

C.I.T., Franța, nr. 5, 1978

Încălzirea aerului de ardere al cauperelor cu ajutorul cauperelor auxiliare, p. 895 — *Încercări de căptușeli de lungă durată la oțelăria SIDMAR*, p. 909 — *Blumingul de la Société Nouvelle des Aciéries de Pompey*, p. 913 — *Cuptorul de încălzire a blumurilor de la Société Nouvelle des Aciéries de Pompey*, p. 933 — *Instalațiile de desprăfuire de la noua oțelărie OBM de la Thy-Marcinelle et Nonceau*, p. 941 — *Studiul comportării la oboseală plastică în mediu ambiant și la cald a oțelurilor inoxidabile austenitice*, p. 971 — *Mecanismele de oboseală-coroziune ale oțelurilor inoxidabile în mediu clorurat și în mediu acid*, p. 1015.

C.I.T., Franța, nr. 6, 1978

Tendințe în caracterizarea rezistenței mecanice la rece a cocsului, p. 1099 — *Gestiunea utilajelor de fabricație la laminorul de profile comerciale de la SACILOR—Gandrange*, p. 1145 — *Oțelul și energia*, p. 1173 — *Dezoxidarea și desulfurarea oțelului cu ajutorul elementelor alcalino-pământoase calciu și bariu (aspecte fundamentale și studii de laborator)*, p. 1183 — *Măsurarea limitei de elasticitate la cald*, p. 1239.

La Fonderia Italiana, Italia, nr. 6, 1978

Experiențe privind utilizarea termoviziunii pentru estimarea comportamentului lingotierelor în oțelărie. Posibilități de aplicare, p. 171 — *Noțiunea de ereditate în metalurgia fontei*, p. 177 — *Punerea la punct a metodelor de control pentru amestecurile de formare crude*, p. 183 — *Realizarea unei piese din fontă prin alegerea procedeului celui mai apt de formare a miezului și respectiva evaluare tehnico-economică*, p. 183.

La Fonderia Italiana, Italia, nr. 7—8, 1978

Produse de descompunere termică a aditivilor din amestecurile crude, p. 201 — *Funcționarea cubilourilor moderne cu perfecționări recente*, p. 213 — *Punerea la punct a metodelor de control pentru amestecurile de formare „crude"*, p. 219.

La Fonderia Italiana, Italia, nr. 9, 1978

Comportamentul la înaltă temperatură a unor materiale de formare, p. 249 — *Configurația electronică și termodinamică a formării structurii în piesele turnate din fontă aliată și nealiată*, p. 259 — *De la silicoze la maladii pulmonare nespecifice. Sănătatea într-o turnătorie modernă*, p. 266 — *Fontele cu aluminiu*, p. 273 — *Utilizarea amestecurilor cu lianți organici în turnătorie*, p. 277.

Przeglad Odlewnictwa, Polonia, nr. 7, 1978

Posibilități de extindere a domeniului de turnare orizontală continuă a fontei, p. 161 — *Amestecuri cu înveliș din materiale carbonice al grăunților de nisip pentru producția de piese turnate din fontă*, p. 165 — *Influența carbonului și a siliciului asupra capacității de grafitizare a fontei*, p. 169 — *Detensionarea prin vibrare a pieselor turnate*, p. 178.

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 7, 1978

Materiale refractare pentru noua secție de convertizoare a uzinei „Azovstal", p. 5 — *Fabricarea produselor din periclazospinel la noua secție a uzinei de refractare Panteleimovski*, p. 8 — *Fabricarea refractarelor badeleitocorindonice de putere mărită*, p. 12 — *Fabricarea și comportarea în serviciu a refractarelor dense corindonice*, p. 17 — *Prăjirea la temperatură înaltă a paharelor șamotate cu grafit*, p. 19 — *Instalațiile de perspectivă pentru extracția argilelor refractare și a caolinului*, p. 23 — *Căptușirea pereților cuptoarelor electrice cu arc de 100 t din material topit periclazocromitic*, p. 26 — *Cercetări privind tehnologia produselor periclazocromitice din materie primă îmbogățită*, p. 30 — *Mulitizarea și coacerea concentratului de disten-silimanit și proprietățile produselor obținute*, p. 39 — *Influența unor adaosuri asupra sinterei zirconiului și proprietățile lui*, p. 42 — *Produse refractare unificate pentru clapetele de la oalele de turnare a oțelului*, p. 46 — *Modificarea procedeului de susținere a bandajelor de sprijin ale concasorului tubular*, p. 50.

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 8, 1978

Țevi pentru izolații termice din vată cu conținut mare de alumină, p. 4 — *Produse refractare mari pentru căptușirea cuptoarelor rotative pentru ciment*, p. 6 — *Formarea condițiilor oxidante în vederea obținerii topiturii pentru refractarele din badeleitocorindon*, p. 10 — *Repartizarea cheltuielilor pe consumuri constante variabile convențională în producția de refractare*, p. 12 — *Metoda ultrasonică pentru controlul calității cărămizii pentru oală*, p. 16 — *Produse pe bază de bauxilă din zăcământul Severo-Onejsk*, p. 19 — *Alegerea materialelor refractare pentru turnarea diferitelor oțeluri*, p. 22 — *Unele procese mecanochimice de ardere a periclazului în căptușelile vetrei cuptoarelor de elaborare a oțelului*, p. 29 — *Mărirea eficienței de utilizare a aluminei în producția de refractare*, p. 33 — *Componența spinelului în refractarele de periclazospinel și cauzele uzării lor în bolta cuptoarelor Martin*, p. 40 — *Obținerea de pulberi din bioxidul de zirconiu stabilizat pentru pulverizarea cu plasmă*, p. 45 — *Refractare din badeleit*, p. 48 — *Sinterizarea pulberilor active*, p. 54 — *Refractare pentru siderurgia japoneză*, p. 58.

Întreprinderea REPUBLICA – București

Întreprinderea de țevi Roman

Întreprinderea TEPRO Iași

Întreprinderea de sîrmă și produse din sîrmă Buzău

Industria sîrmei Cimpia Turzii

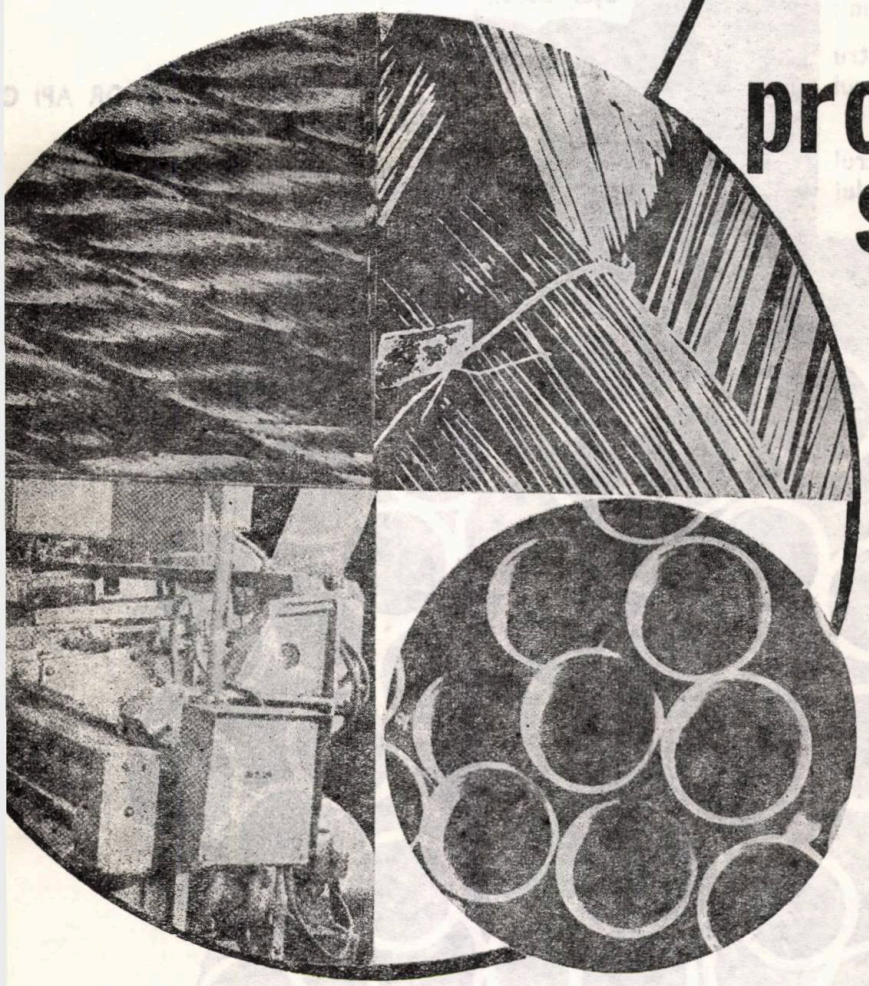
Uzina CABLUL ROMÂNESC Ploiești

Întreprinderea LAMINORUL – Brăila

Întreprinderea metalurgică – Aiud

Întreprinderea de sîrmă, cuie și lanțuri Galați

CENTRALA INDUSTRIALĂ DE PRELUCRĂRI METALURGICE BUCUREȘTI



produce și livrează:

• țevi pentru construcții, țevi de instalații, țevi pentru conducte petroliere, burlane de tubaj, țevi de extracție, prăjini de foraj cu racorduri sudate, prăjini grele, țevi pentru cazane, țevi inoxidabile, țevi profilate, profile formate la rece, profile din oțel laminate la cald, sîrmă laminată la cald, bare trase, oțel beton laminat la cald, sîrmă din oțel pentru beton precomprimat, sîrmă trefilată moale, tare și zincată, sîrmă ghimpată, cabluri de tracțiune, cabluri din oțel-aluminiu, electrozi de sudură, cuie de construcții, lanțuri navale, lanțuri industriale, lanțuri comerciale, sîrmă de sudură, flux de sudură, echipament pentru industria siderurgică, construcții metalice, piese mecanice brut turnate sau uzinate, echipament și instalații diverse.

ÎNTREPRINDEREA DE ŢEVI

REPUBLICA

BUCUREŞTI ● B-dul Munciı nr. 256 ● Telefon 43 09 50

PRODUCE

Ţevi din oţel fără sudură laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, cu diametrul exterior pînă la 6 5/8 inci inclusiv :

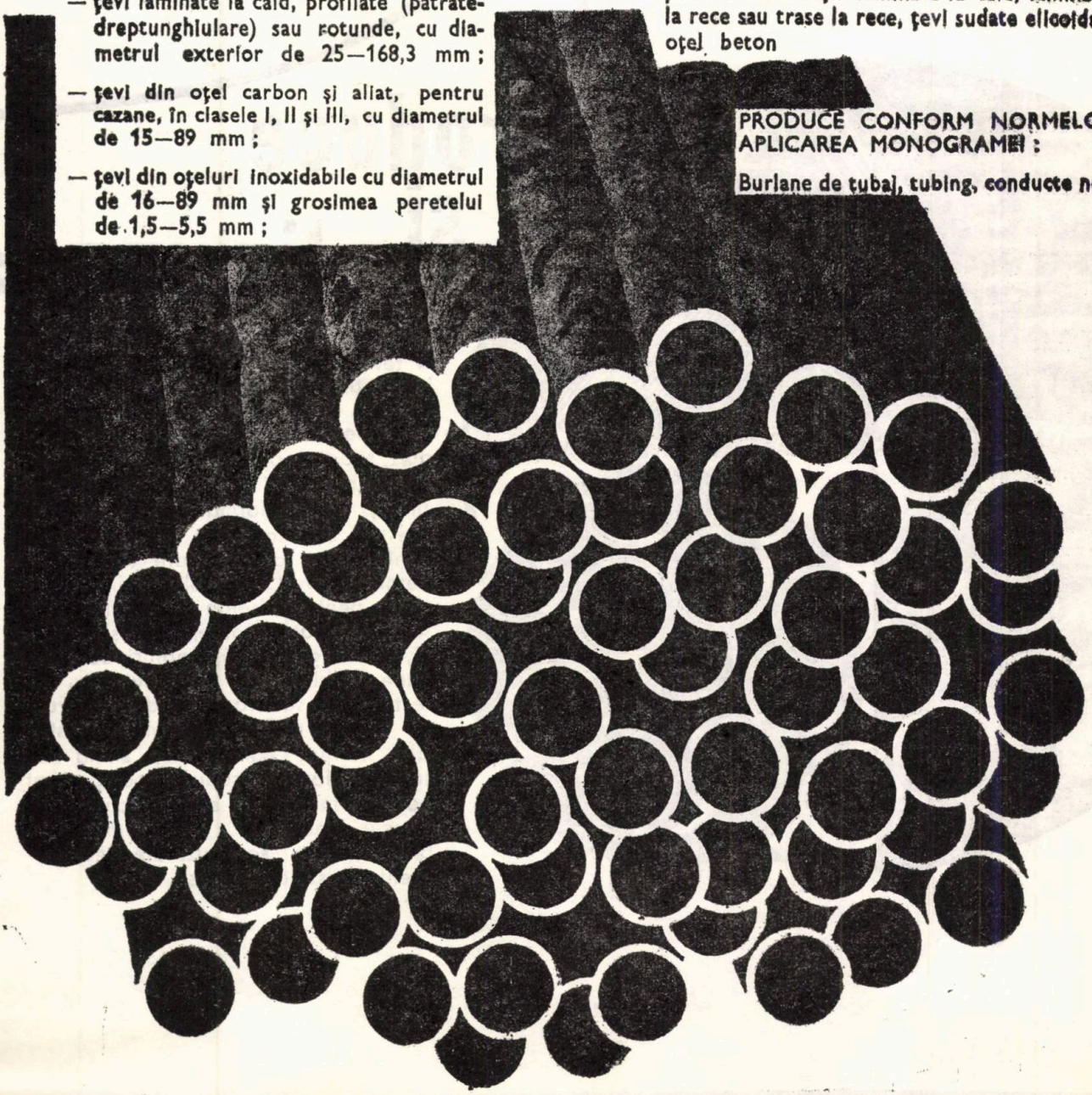
- pentru industria petrolieră : burlane de tubaj, ţevi extracţie-tubing, prăjini de foraj cu racorduri sudate, conducte
- pentru prospecţiuni geologice : burlane de tubaj, prăjini de foraj, prăjini de antrenare, carotiere
- pentru construcţii şi construcţii de maşini :
  - — ţevi trase sau laminate la rece, profilate sau rotunde, cu diametrul exterior de 5—80 mm ;
  - — ţevi laminate la cald, profilate (pătrate-dreptunghiulare) sau rotunde, cu diametrul exterior de 25—168,3 mm ;
  - — ţevi din oţel carbon şi aliat, pentru cazane, în clasele I, II şi III, cu diametrul de 15—89 mm ;
  - — ţevi din oţeluri inoxidabile cu diametrul de 16—89 mm şi grosimea peretelui de 1,5—5,5 mm ;
- pentru conducte magistrale de gaze naturale şi ţiţei, conducte de apă, construcţii metalice : ţevi sudate elicoidal, cu diametre de 250—1 600 mm şi lungimi cuprinse între 6 şi 12 m
- pentru construcţii, construcţii metalice sau construcţii de maşini : oţel beton, oţel rotund, sîrmă, cuie

EXPORTĂ

Burlane de tubaj, tubing, conducte petroliere, prăjini de foraj cu racorduri sudate, ţevi pentru construcţii laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, ţevi sudate elicoidal, oţel beton

PRODUCE CONFORM NORMELOR API C
APLICAREA MONOGRAMEI :

Burlane de tubaj, tubing, conducte netede



C P C D M

Centrala de prelucrarea și colectarea deșeurilor metalice București

Str. Theodor Aman nr. 4
telefon 13.88.29

colectează și prelucrează deșeurile metalice feroase și neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50 % din materia primă.

● Prin mărunțirea, brichetarea și presarea strunjiturilor, deșeurilor de sîrmă și de tablă, de către organizațiile socialiste care predau curent cantități de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile și se reduce prețul de cost pe tona de metal

● Sortînd și predînd separat unităților C.P.C.D.M.—București sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oțel rapid și aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oțelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

● Pentru deșeurile de oțel vechi aliat și fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unitățile C.P.C.D.M.—București achită pentru fiecare procent de element de aliere conținut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 ,,
1% molibden	=	750 ,,
1% cobalt	=	1 120 ,
1% wolfram	=	1 200 ,,

● Prin strîngerea, sortarea, depozitarea și predarea deșeurilor metalice pe sortimente după compoziția chimică și forma fizică, conform STAS 6058/66 și 3017/68, încă de la locul de apariție, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — București, prelucrînd deșeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice și pirotehnice, dublează greutatea volumetrică și reduce timpul de încărcare în cuptoare.

COMBINATUL DE OŢELURI SPECIALE

TÎRGOVIŞTE

Sos. Găieşti nr. 12
Jud. Dîmboviţa
Telefon: 14041

produce şi livrează în ţară şi peste hotare:

PROFILE LAMINATE

din
- oţeluri carbon de calitate
- oţeluri aliate pentru construcţii de maşini
- oţeluri pentru rulmenţi
- oţeluri pentru arcuri
- oţeluri carbon de scule
- oţeluri aliate de scule

în următoarea gamă dimensională :

PROFIL
- ROTUND (16 ... 80 mm)
- PĂTRAT (16 ... 70 mm)
- HEXAGONAL (16 ... 70 mm)
- LAT (5 ... 25 mm) x (40 ... 130 mm)

BARE SI BLOCURI FORJATE

din oţeluri de scule :

BARE
- ROTUNDE (30 ... 150 mm)
- PĂTRATE (30 ... 150 mm)
- LATE (30 ... 200 mm)

$(\frac{a}{b} \leq 4;\ a \times b \leq 225\ cm^2)$

BLOCURI (150 ... 400 mm)

TABLE SI BENZI ELECTROTEHNICE LAMINATE LA RECE

din oţel silicios :

cu grăunţi orientaţi
- 0,28 mm x (700...850 mm) x (50...850 mm)
- 0,30 mm x (700...900 mm) x (50...900 mm)
- 0,35 mm x (700...900 mm) x (50...900 mm)

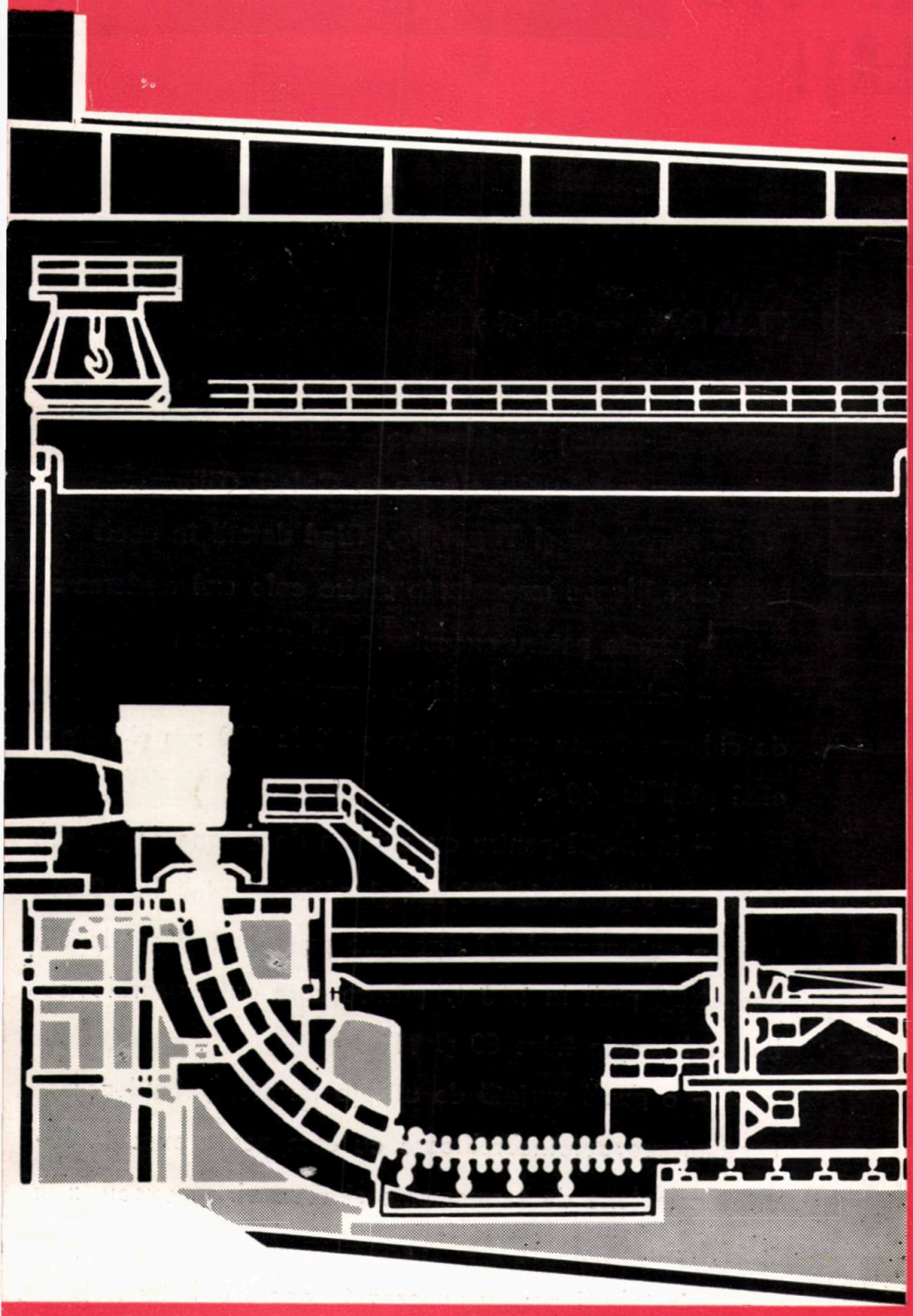
cu grăunţi neorientaţi
- 0,50 mm x (650...1 200 mm) x (50...1 200 mm)
- 0,65 mm x (650...1 200 mm) x (50...1 200 mm)

CENTRALA INDUSTRIALĂ SIDERURGICĂ REȘIȚA

Întreprinderea Oțelul Roșu

Orașul Oțelul Roșu
Str. Mihail Eminescu nr. 10
Jud Caraș Severin

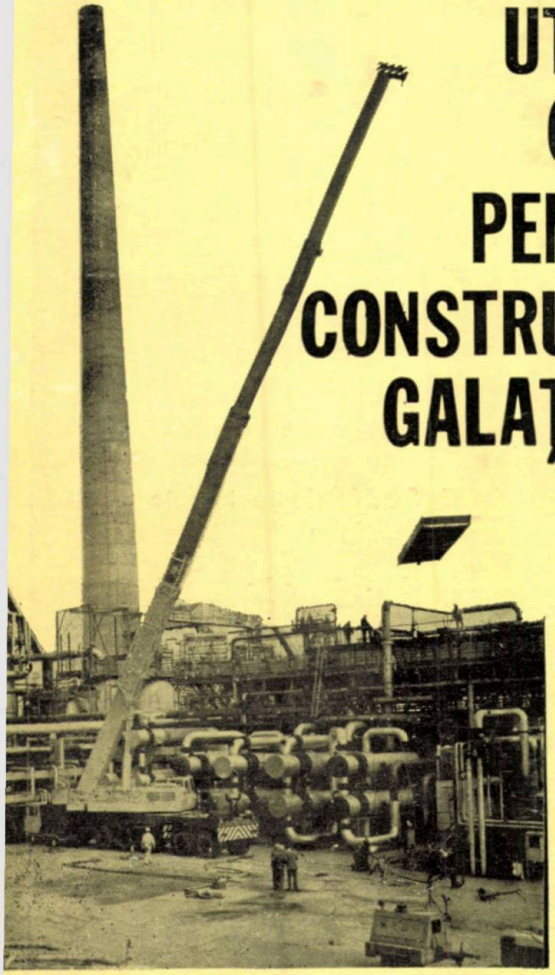
Telefon : 4 Telex : 013615
Cod Unit. 777.304.



PRODUCE SI LIVREAZA

- Semifabricate turnate continuu
- Platine
- Profile mici și mijlocii
- Table
- Benzi laminate la cald
- Benzi laminate la rece
- Oțeluri calibrate rotunde, hexagonale și pătrate
- Piese turnate din oțel și din aliaje neferoase
- Cilindri din fontă pentru laminoare

ÎNTREPRINDEREA DE UTILAJ GREU PENTRU CONSTRUCȚII GALAȚI



(I. U. G. C. — Galaţi)

este profilată pentru mecanizarea lucrărilor de construcţii-montaj la obiectivele industriale din ramura metalurgiei situate în Galaţi, Călăraşi, Reşiţa, Hunedoara şi Tîrgovişte, fiind dotată în acest scop cu mijloace mecanizate dintre cele mai moderne :

- sonete pentru executarea piloţilor de tip Franky
- echipamente şi utilaje complete pentru execuţia de coloane forate cu diametre pînă la 800 mm şi adîncimi pînă la 40 m
- instalaţii pentru executarea de ecrane etanşe din beton cu lăţimea de 800 mm şi adîncimi pînă la 40 m
- automacarale şi macarale pe pneuri şi şenile cu capacităţi pînă la 140 t, printre care automacarale cu braţ telescopic între 80 şi 110 t
- o gamă variată de utilaje terasiere, buldozere, excavatoare, autoîncărcătoare cu care poate executa lucrări complexe de terasamente şi drumuri cu execuţia la tarif fizic
- instalaţii pentru punerea în operă a betonului, autopompe de beton cu capacităţi pînă la 60 m^3/h, automalaxoare cu capacitatea pînă la 5,5 m^3 etc.

I. U. G. C — Galaţi
Sos. Smîrdan nr. 2,
telefon : 30031

C S H

vă oferă

profile laminate din oţeluri carbon calmate şi necalmate, din oţeluri carbon de calitate, aliate şi slab aliate.

● rotunde cu diametrul de 10–180 mm ● cornier 20×20–150×× 150 mm ● I 18–I 24 ● U 6,5 – U 24 ● late de 20×5–150×20 mm ● benzi laminate la cald de 200×× 2 – 370×5,5 mm ● ţagle, blumuri pentru forjă, de 70×70 – 400×400 mm ● oţel beton cu profil periodic laminat la cald, oţel beton neted laminat la cald, sîrmă laminată la cald, profile speciale pentru armături de mină, pentru talpa şenilei de tractor etc.

1884 · 1974 C S H 90 ANI

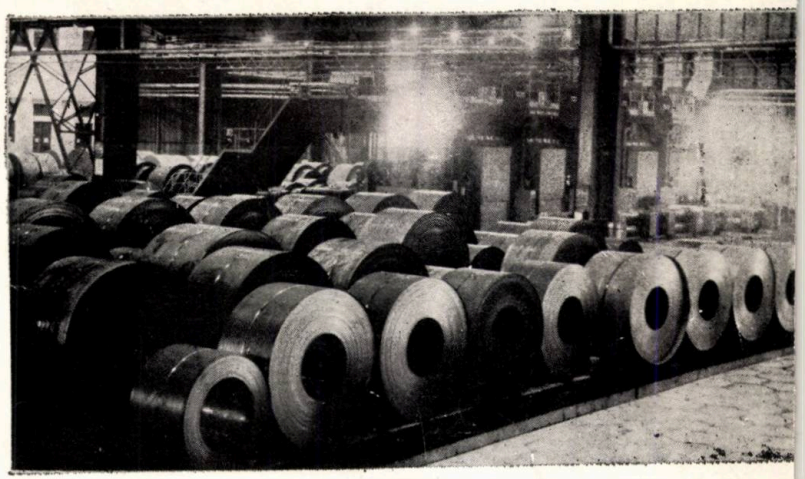
COMBINATUL SIDERURGIC HUNEDOARA

Dr. P. Groza nr. 8. Hunedoara ● Telex: 03241[illegible] Tel. 12533 44075

COMBINATUL SIDERURGIC GALAȚI

1975 MAR 2'61

produce și livrează:



Produse laminate din oțel

— Table groase și mijlocii:

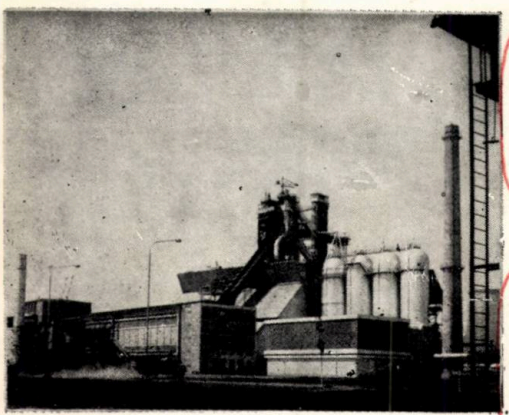
din oțeluri calmate, semicalmate, necalmate, slab aliate și aliate conform normelor românești și străine; pentru construcții mecanice, metalice, navale, de mașini, de cazane și recipiente sub presiune etc.

— Benzi și table laminate la rece:

neacoperite și zincate conform normelor românești și străine, pentru construcții metalice, țevi sudate, profile îndoite, aparataj electric, caroserii, articole de uz casnic etc.

Produse chimice

— Sulfat feros heptahidratat
— Sulfat de amoniu
— Gudron de huilă
— Benzen brut de huilă
— Smoală de cocserie



Pentru informații detaliate asupra produselor noastre adresați-vă la:

COMBINATUL SIDERURGIC — GALAȚI

Tel. 12555 — 11075 — 12767 — 11462 — 12747

E 3280

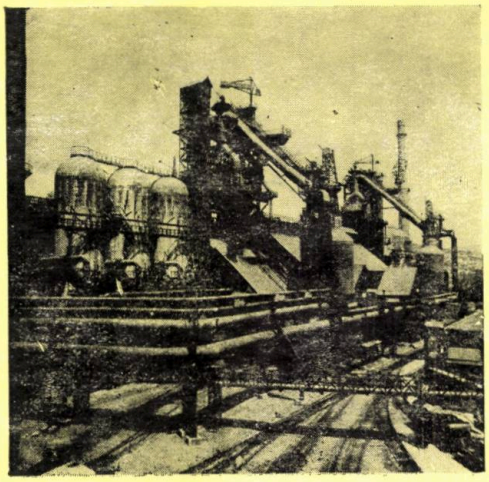
R REFERATIVA

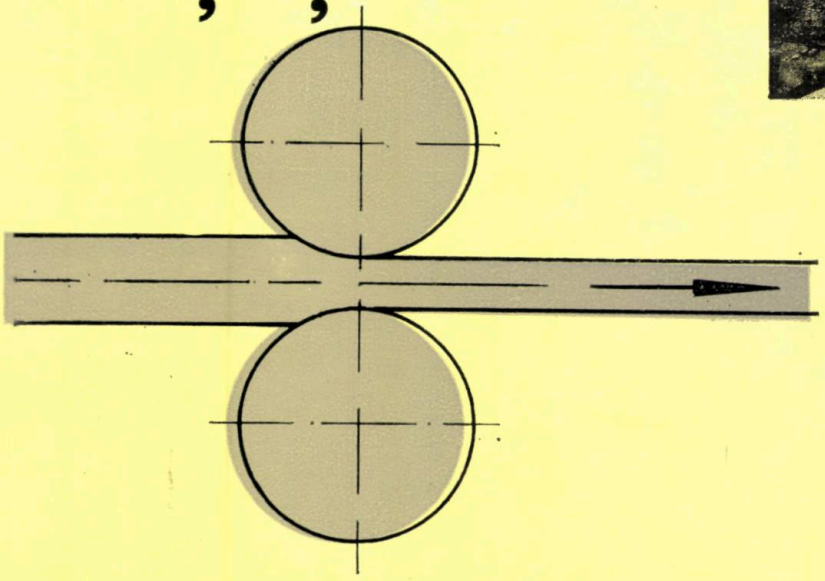
METALURGIA

2

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXXI • NR. 2 • FEBRUARIE 1979

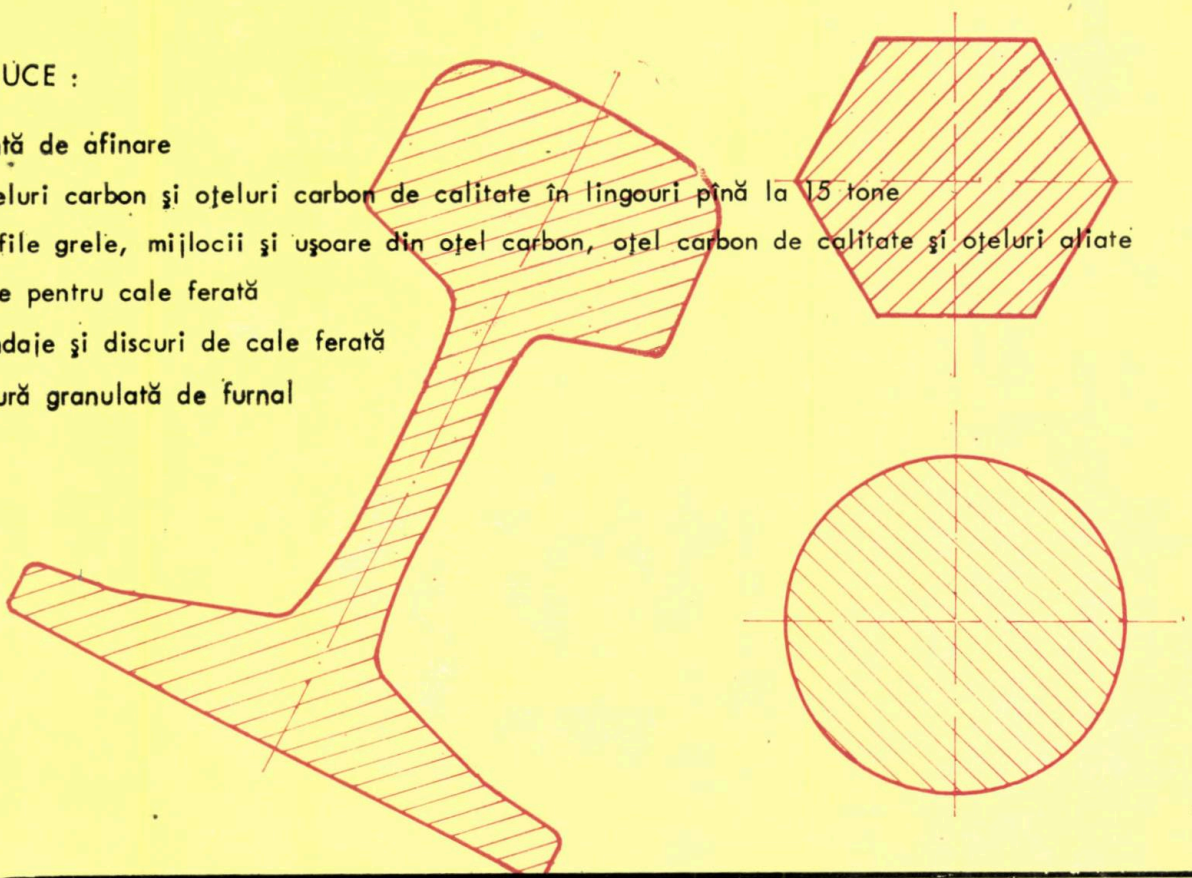
Combinatul siderurgic REȘIȚA





PRODUCE :

- Fontă de afinare
- Oțeluri carbon și oțeluri carbon de calitate în lingouri pînă la 15 tone
- Profile grele, mijlocii și ușoare din oțel carbon, oțel carbon de calitate și oțeluri aliate
- Șine pentru cale ferată
- Bandaje și discuri de cale ferată
- Zgură granulată de furnal



COMBINATUL SIDERURGIC REȘIȚA

Reșița, str. George Coșbuc nr. 1, județul Caraș - Severin

Adresa telegrafică : Combsid. RESITA, telex:044214, telefon: 1 21 52; 1 18 83

METALURGIA

Anul 31 Nr. 2 februarie 1979

CUPRINS

Ţocu P., Iacoban, I. şi *Urseanu, A.* : **Cercetări privind îmbunătăţirea calităţii aglomeratului folosind varul ca intensificator al procesului de aglomerare** 49

Reinhorn, Gabriela : **Studii şi cercetări efectuate în vederea stabilirii corecte a calităţii masei carbonice pentru electrozi continui (Söderberg).** 52

Ursulescu, C. : **Consideraţii cu privire la temperatura de sfîrşit a deformării plastice, viteza de răcire după laminare şi influenţa acestora asupra structurii barelor laminate** 57

Cioară, Ecaterina : **Consideraţii privind deformarea viscoplastică a ţevilor în procesul de trajere rapidă** 60

Ciucu, Victoria şi *Ciucu, I* : **Studiul procesului de întindere continuă a benzilor din aluminiu şi aliaje de aluminiu pe o instalaţie specială** 67

Hărănguş, Maria şi *Crăciunescu, I.* : **Consideraţii privind durabilitatea cupelor folosite la maşinile de turnat fontă pe bandă** 70

Hanganu, Maria şi *Constantin, Ileana* : **Mortare refractare cu întărire la aer, pe bază de liant fosfatic** 73

Socolescu, Gr. şi *Socolescu, Ana* : **Procedeu hidrometalurgic pentru extragerea Mg, Ni şi Co.** 78

Spătaru, I. : **Determinarea naturii fazelor straturilor borizate** 82

Dobrescu, Gr. : **Unele consideraţii privind tehnologia de turnare şi domeniile de utilizare a fontelor aliate cu crom-cupru** 85

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Teodorescu, M., Doniga, Ana, Nicoară, D. şi *Ovezea, I.* : **Analiza posibilităţilor de apreciere a capacităţii de ambutisare a tablelor subţiri pentru caroserii auto** 88

Moldovan, P., Tocaci, Lucia şi *Florian, E.* : **Determinarea experimentală a punctului de rouă la gazele din metalurgia neferoasă** 92

COLEGIUL DE REDACȚIE

LAURENȚIE SOFRONI-*președinte*, CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, ALEXANDRU CIOROGAR, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, SUZANA GÂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, ȘTEFAN BĂDVAN, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export—Import Presă, P.O. Box 136–137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3".

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon: 13.09.25. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01.B.N. — R.S.R. — filiala sector 7 — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi: lei 150 anual; tarif pentru abonamente individuale: 48 lei anual. Costul unui exemplar: lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.Te. nr. 137/8459/1978"

I.P.I. c. 779

42 406

1979 MAR 17

CONTENTS

DC : 622.785

Ţocu, P., Iacoban, I. and *Urseanu, A.* : **Researches concerning sinter quality improvement by lime sintering process intensification**

By replacing 10,25 or 50% CaO from limestone with Ca as lime, several limestone operations have been carried out with a view to determining the influence of lime on the sintering formula.

The authors established that the best possibility of improving the sinter quality is the substitution of 25% CaO from the limestone necessary for producing the self-fluxing sinter by lime powder.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 49 – 51

DC : 669.966 : 621.3.036.6

Reinhorn, Gabriela : **Studies and researches aiming at establishing the quality of carbonic mass for continuous electrodes (Söderberg)**

The paper presents data, observations and estimations which play an important part in the improvement and development of the methods for the characterization of the carbonic mass for continuous electrodes.

The author states that the four characteristics which have been studied — ash content volatile material content, apparent specific weight and ductility — influence the variations of the main manufacture technological parameters of the products (raw material quality, binder contens, packing degree and flowability degree of the product).

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 52–56

DC : 539.374 : 669–423

Ursulescu, C. : **Considerations on the end plastic deformation temperature, on the coiling speed after rolling and on the influence of these factors upon rolled bar structure**

Rolled bars of steel grades for cutting processing machines must have a bandless structure. The band structure also influences the mechanical properties in cross direction and especially the impact resistance.

The researches led to the assumption that the decisive factors for the formation of bands in the rolled bar structure are the end rolling temperature. Therefore bandless rolled bars may be obtained by working on these factors.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 57 – 59

DC : 539.374 : 621.778

Cioară, Ecaterina : **Considerations on pipe viscoplastic deformation during rapid drawing process**

The author intends to work out a theoretical and experimental study on the viscoplastic deformation of aluminium-alloy pipes during rapid drawing process. In the first part of the paper the author works out the calculation method of pipe drawing force through conical draw-dies, on the basis of a Bingham rheological model in the viscoplastic deformation area, under Mises flow conditions. In the second part of the paper the author undertakes a comparative study of the solutions of the pipe drawing for different parameters and two drawing speeds, for two types of aluminium: 5052 alloy and 6061 alloy.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 60–66

DC : 539.374–418 : 669.71

Ciucu, Victoria and *Ciucu, I.* : **Process of continuous drawing of aluminium strips on a special installation**

The authors deal with complex process of deformation of aluminium and aluminium alloy strips on a special installation. They consider two deformation types : bending deformation and drawing deformation. This process is connected with the technological parameters of the installation and with the relevant strip characteristics, with a view to obtaining an adequate quality of the strip.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 67–69

DC : 621.746.35 : 620.169.1

Hărănguş, Maria şi *Crăciunescu, I.* : **Considerations on the durability of the buckets used for iron casters on coveying belt**

Bucket durability and the cast iron-bucket heat exchange are influenced by the thickness and composition of the paint layer for the protection of buckets ; the optimal values for durability are obtained with the help of paint heat conductivity below 200 kcal/m².h.degree.

The temperature variations suffered by the bucket during casting (140–800°C) were established by measuring external bucket temperature, before casting and 1,5 minutes after casting. The fall of the temperature of the paint layer with optimal thickness and composition led to the decrease of inside bucket temperature.

Metalurgia, 31, (1979), nr. 2, p. 70–72

DC : 666.974.2

Hanganu, Maria and *Constantin, Ileana* : **Refractory mortar with air setting with phosphatic binder**

As a result of the researches mortars with 40–95% Al_2O_3 have been obtained, thus meeting a large utilization range. Function of Al_2O_3 content in the mortar composition there have been used different raw materials such as : fireproof clay, normal electrocorundum or alumina. The chemical binder was aluminium monophosphate.

The paper also presents the results of the industrial experiments with certain mortar types which have been investigated.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 2, p. 73 – 77

DC : 669.053.4 : 669.2/8

Socolescu, Gr. and *Socolescu, Ana* : **Hydrometallurgical process for the extraction of Mg, N and Co.**

The authors present a technological process for turning serpentine ores to good account with the help of 60% sulphuric acid, fresh or waste.

The neutralization is followed by heat ageing, water leaching and subsequent precipitation of different irons in solution with the help of Na S. Finally Ni and Co precipitate with 90% and 50%. Magnesium sulphate solution is crystallized and then heat decomposed to MgO. The magnesium yield rate exceeds 90%.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 78–81

DC : 669.056.9 : 669.781

Spătaru, I. : **The determination of the boroned coat nature**

The work points out the nature of the boroned coats, obtained through a boron enrichment of the OSC 8 — Steel in a borosilicate glass bath, with X-ray diffraction based on the Debyegramm principle and calculates the net parameters for the phases Fe_2B and FeB.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 82–84

DC : 669–13 : 621.74

Dobrescu, Gr. : **Considerations on the manufacture technology and on the utilization field of Cr–Cu alloy cast irons**

The author points out the ironmaking, casting and heat treatment conditions of Cr–Cu alloy irons, the extension of their utilization field during casting process of hydraulic roll, used in the braking systems of the means of transportation, physical, mechanical and structural characteristics of the cast irons.

The analysis of these factors contributes to the reduction of material consumption by the reconsideration of the sizes of the parts.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 85–87

DC : 621.983.3 669–415

Teodorescu, M., Doniga, Ana, Nicoară, D. and *Ovezea, I.* : **The analysis of the possibilities of estimating the penformances of sheet deep-drawing for car bodies**

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 88–91

DC 669.2/8 . 543.27

Moldovan, P., Tocaci, Lucia and *Florian, E.* : **Experimental determination of the dew point of gases used in non-ferrous metallurgy**

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 92–93

INHALT

DK : 622.785

Ţocu, P., Iacoban, I. und *Urseanu, A.* : **Untersuchungen über die Verbesserung der Sinterqualität durch die Verwendung von Kalk als Verstärkungszusatz des Sinterverfahrens**

Für die Bestimmung des Kalkeinflusses im Sinterprozess sind mehrere Versuche durchgeführt worden mit der Ersetzung von 10, 25 bzw. 50% CaO aus Kalkstein mit CaO in Kalkform.

Es wurde festgesetzt dass die beste Verbesserungsmöglichkeit der Qualität des selbstgehenden Sinters die Ersetzung von ungf. 25% CaO aus dem Kalkstein mit Staubkalk erzielt wird.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 49 – 51

DK : 666.966 :621.3.036.6

Reinhorn, Gabriela : **Studien und Untersuchungen für die Festlegung der Qualität der für kontinuierliche Elektroden (Söderberg) bestimmten Kohlenstoffmasse.**

In der Arbeit werden Daten, Beobachtungen und Einschätzungen angeführt, welche zur Verbesserung und Ergänzung der Kennzeichnungsmethoden der Kohlenstoffmassen für kontinuierliche Elektroden, beitragen.

Die vier untersuchten Eigenschaften wie Aschengehalt, Gehalt an flüchtige Bestandteile, scheinbares spezifisches Gewicht und Plastizität beeinflussen die wichtigsten technologischen Parameter des Erzeugnisses, wie Qualität der Rohstoffe, Bindemittelgehalt, Verdichtungsgrad und Fliessbarkeit.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 2, p. 52 – 56

DK : 539.374 : 669 – 423

Ursulescu, C. : **Betrachungen über die Endtemperatur der plastischen Verformung, die Kühlgeschwindigkeit nach dem Walzen und der Einfluss dieser Parameter auf das Gefüge der Walzstäbe.**

Die Walzstäbe aus verschiedenen Baustählen, die der spanabhebenden Bearbeitung gewidmet sind, müssen ein zeilenloses Gefüge haben. Das Zeilengefüge beeinflusst auch die mechanischen Eigenschaften in Querrichtung und insbesondere die Kerbschlagfestigkeit.

Die durchgeführten Untersuchungen haben bewiesen, dass das Zeilengefüge von der Kühlgeschwindigkeit nach dem Walzen und der Walzendtemperatur beeinflusst wird.

Um ein zeilenloses Gefüge der Walzstäbe erhalten zu können, muss man diese zwei Perameter beeinflussen.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 57 – 59

DK : 539.374 : 621.778

Cioară, Ecaterina : **Betrachtungen über die zähplastische Verformung der Rohre während des Schnellziehverfahrens.**

In der Arbeit werden die Resultate einer theoretischen Studie über die zähplastische Verformung der Rohre aus Aluminium während des Schnellziehverfahrens angeführt. Im ersten Teil wird die Berechnungsmethode der Ziehkraft durch konische Ziehmatrizen mit Hilfe eines rheologischen Modells Type Bingham in der zähplastischen Verformungszone mit der Fliessbedingung von Mises, ausgearbeitet.

Im zweiten Teil wird eine Vergleichsstudie gemacht über das Rohrziehen mit verschiedenen Parametern und zwei Ziehkräfte für zwei Aluminiumlegierungen, Type 5052 und 6061.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 60 – 66

DK : 539.374 – 418 :669.71

Ciucu, Victoria und *Ciucu, I.* : **Über das kontinuierliche Ziehverfahren der Aluminiumbänder mit Hilfe einer Sonderanlage.**

In der Arbeit wird das komplette Verfahren der Verformung von Aluminiumbänder mit Hilfe einer Sonderanlage, undzw. : Biege-und Streckverformung analysiert. Dieses Verfahren wird mit den technologischen Parametern der Anlage und mit den Bandeigenschaften in Wechselbeziehung gestellt, für die Erhaltung von entsprechenden Eigenschaften der Bänder.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 67 – 69

DK : 621.746.35 : 620.169.1

Hărănguş, Maria und *Crăciunescu, I.* : **Betrachtungen über die Dauerhaltbarkeit der Kübel für Bandgiessmaschinen.**

Die Dauerhaltbarkeit der Kübel und der Wärmeaustausch sind von der Dicke und der Zusammensetzung der Schutz-Anstrichschicht zwischen Gusseisen und Kübel beeinflusst. Optimalwerte werden erhalten mit Hilfe von Farben mit Wärmeleitfähigkeit unter 200 kcal/m² × h × Grad.

Die Temperaturschwankungen bei welchen die Kübel arbeiten (140 – 180°C) sind durch die Messung der Aussentemperatur der Kübel vor dem Giessen und 1,5 Min. nach dem Giessen, festgesetzt. Der Temperaturfall in der Farbschicht, mit optimaler Dicke und Zusammensetzung, sinkt die Innentemperatur der Kübel.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 70 – 72

DK : 666.974.2

Hanganu, Maria und *Constantin, Ileana* : **Feuerfeste Mörtel mit Lufthärtung und Phosphatbinder.**

Im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen sind feuerfeste Mörtel erhalten worden mit Al_2O_3 Gehalte zw. 40 und 95% für die weitesten Anwendungsgebiete.

In Abhängigkeit vom Al_2O_3 Gehalt sind verschiedene Rohstoffe angewendet worden ; Schamotte, Elektrokorund, Tonerde u.s.w. Als Binder ist Aluminiumoxyd andewendet worden.

Es sind die Resultate der Betriebsuntersuchungen mit einigen Mörteltypen vorgeführt.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 2, p. 73 – 77

DK : 669.053.4 : 669.2/.8

Socolescu, Gr. und *Socolescu, Ana* : **Hydrometallurgisches Verfahren für die Gewinnung von Mg, Ni und Co.**

Es wird ein technologisches Verfahren für die Verwertung der serpentinhaltigen Erze durch Benutzung von Schwefelsäure 60%, (frisch oder als Abfall) vorgeführt. Nach der Neutralisation folgt die Warmreifung, die Auslaugung mit Wasser und die nacheinanderfolgende Abscheidung der verschiedenen Ionen mit Hilfe von Na_2S. Zuletzt folgt die Abscheidung von Ni und Co in Grössenordnung von 90 zu. 50%. Die Magnesiumsulfatlösung kristallisiert und wird danach thermisch zersetzt in MgO. Die Extraktionsausbeute des Mg ist über 90%.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 78 – 81

DK : 669.056.9 : 669.781

Spătaru, I. : **Bestimmung der Art der Phasen von borreichen Schichten**

Die Arbeit bestimmt die Phasenart der borreichen Schichten, welche durch Behandlung mit Bor des OSC 8 – Stahles in borosilikatischen Gasbäder, unter Diffraction mit X – Strahlen nach Prinzip der Debyegrammen erhalten wurden und errechnet die Netzparameter für die Boridphasen Fe_2B und FeB.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 82 – 84

DLK : 669.13 : 621.74

Dobrescu, Gr. : **Einige Betrachtungen über die Giesstechnologie und die Anwendungsgebiete der mit Chrom und Kupfer legierten Gusseisen.**

Es wurden die Herstellungs-Giess-und Wärmebehandlungsbedingungen der mit Chrom und Kupfer legierten Gusseisen angeführt und die Erweiterung des Anwendungsbereichs für das Giessen der hydraulischen Walzen u.s.w.

Die studierten physischmechanischen und Gefügeeigenschaften erlaubten eine Herabsetzung der Materialverbräuche, durch die Umdimensionierung der Teile mit ungf. 20 – 30% im Vergleich mit dem Giessen aus Fc 200 oder Fc 250.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 85 – 87

DK : 621.983.3 : 669 – 415

Teodorescu, M., Doniga, Ana, Nicoară, D. und *Ovezea, I.* : **Analyse der Schätzungsmöglickeiten des Tiefziehvermögens von Dünnblechen für Autokarosserie.**

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 88 – 91

DK : 669.2/8 : 543.27

Moldovan, P., Tocaci, Lucia und *Florian, E.* : **Experimentelle Bestimmung des Rauchgastaupunktes aus der NE-Metalurgie.**

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p . 92 – 93

SOMMAIRE

CD : 622.785

Ţocu, P., Iacoban, I. et *Urseanu, A.* : **Recherches sur l'emploi de la chaux pour intensifier le processus d'agglomération et son incidence sur la qualité de l'agglomérat**

Dans le but de déterminer l'influence de d'utilisation de la chaux pour la recette d'agglomération, on a effectué une série d'agglomérations en substituant 10,25 et 50% du CaO, apporté par le calcaire, avec le CaO sous forme de chaux. La meilleure possibilité d'améliorer la qualité du produit d'agglomération autofondant est de substituer environ 25 % CaO, apporté par le calcaire, avec de la poudre de chaux.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 49–51

CD : 666.966 : 621.3.036.6

Reinhorn, Gabriela : **Etudes et recherches concernant la détermination correcte de la qualité des masses carboniques pour électrodes continus (Söderberg)**

L'oeuvre présente les données, les observations et les estimations concernant l'amélioration des méthodes utilisées pour caractériser la masse de charbon pour électrodes continus. On estime que les quatres caractéristiques étudiées — teneur en cendre, teneur en volatiles, poids spécifique apparent et plasticité — modélent correctement les variations des principaux paramètres technologiques de l'élaboration du produit (qualité des matieres premiéres, teneur en liant, degré de compactage et fluidité du produit).

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 52–56

CD : 539.374 :669–423

Ursulescu, C. : **Considérations sur la température de la fin de déformation plastique, la vitesse de refroidissement après laminage et leurs influences sur la structure des barres laminées**

Les barres laminées en nuances d'aciers pour la construction mécanique, destinées à l'usinage par enlèvement des copeaux, doivent avoir une structure exempte de bandes. La structure à bandes présente une influence sur les propriétés mécaniques en direction transversale, surtout sur la résilience.

A l'aide des recherches, on a établi que la vitesse de refroidissement aprés laminage et la température de la fin de laminage sont les facteurs principaux qui influencent l'apparition des bandes dans la structure des barres laminées. En actionnant sur ces deux facteurs, on peut obtenir des barres en état de laminage à structure exempte de bandes.

Metalurgia 31 (1979), 2, nr. p. 57–59

CD : 539.374 :621.778

Cioară, Ecaterina : **Etudes concernant la déformation visco-plastique des tuyaux dans le processus de traction rapide**

Cet ouvrage se propose d'étudier théoriquement et expérimentalement la déformation visco-plastique des tuyaux en alliage d'aluminium dans le procéssus de traction rapide. Dans la première partie on présente la méthode de calcul de la force de traction des tuyaux par des matrices coniques, en adoptant un modèle rhéologique du type Bingham dans la zone de déformation visco-plastique, à la condition d'écoulement de Mises. Dans la deuxième partie de l'ouvrage, on fait une étude comparative des solutions concernant l'étirage des tuyaux à différents paramètres et deux vitesses d'étirage pour deux types d'aluminium : alliage 5052 et alliage 6061.

Metalurgia 31 (1979) nr. 2, p. 60–66

CD 539.374–418 : 669.71

Ciucu, Victoria et *Ciucu, I.* : **Le processus de déformation continue du feuillard en aluminium sur une installation spéciale**

L'oeuvre aborde le problème du processus complexe de la déformation du feuillard en Al et alliages d'Al sur une installation spéciale, par l'analyse des deux types de déformation, à savoir : déformation de pliage et déformation de traction. Ce processus est mis en corrélation avec les paramétes technologiques de l'installation et avec les caractéristiques du feuillard, dans le but d'obtenir une qualité adéquate.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 67–69

CD : 621.746.35 : 620.169.1

Hărănguş, Maria et *Crăciunescu, I.* : **Sur la durée de vie des cuillers utilisées aux machines à couler sur bande pour fontes**

La durée de vie des cuillers et l'échange de chaleur fonte-cuiller sont influencées par l'épaisseur et la composition de la couche de peinture protectrice : on obtient des valeurs optimales pour la durée de vie en employant une peinture à conductibilité thermique sous 200 kcal/m² × × h × degré. Les variations des températures auxquelles sont soumises les cuillers pendant la coulée (140°–800°) ont été établies par la mesure des températures extérieures des cuillers, avant la coulée et 1,5 mn. aprés la fin de coulée. La chute de température dans la couche de peinture, à épaisseur et composition optimales, réduit la température intérieure de la cuiller.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 70–72

CD : 666.974.2

Hanganu, Maria et *Constantin, Ileana* : **Mortier réfractaire durcissant à l'air, à base de liant phosphatique**

A l'aide des recherches et des expérimentations on a obtenu des mortiers à teneur en Al_2O_3, de 40% à 95%, qui peuvent satisfaire les exigences d'une multitude de domaines. Fonction de la teneur en Al_2O_3 dans la composition des mortiers, on a employé les matiéres premiéres suivantes : chamottes, électrocorindon normal, vérale ou alumine tabulaire. En qualité de liant, on a employé le monophosphate d'aluminium. De même, on présente les résultats des expérimentation industriales avec certains types de mortiers.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 73–77

CD : 669.053.4 : 669.2/8

Socolescu, Gr. et *Socolescu, Ana* : **Processus hydrométallurgique pour l'extraction du Mg, Ni et Co.**

On présente un processus technologique pour la valorisation des minerais du type serpentine, en employant l'acide sulfurique 60% frais ou déchet. Aprés la neutralisation, suit la maturation, la solubilisation à l'eau et la précipitation successive à l'aide du Na S des ions présents dans la solution. A la fin on précipite le Ni et le Co avec des rendements de 90% et 50%. La solution de sulfate de magnésium est cristallisée et aprés, décomposée termiquement jusqu'au MgO. La rendement d'extraction pour le magnesium dépasse 90%.

Metalurgia 31, (1979), nr. 2 p. 78–81

CD : 669.056.9 : 669.781

Spătaru, I. : **Détermination de la nature des phases des couches borisées**

L'oeuvre met en evidence la nature des phases des couches borisées, obtenues par l'enrichissement en bore de l'acier OSC 8, dans une bain de verre borosilicaté, en utilisant la diffraction des rayons X, d'aprés la principe des Debye-grammes et fait la calcul des paramètres du réseau pour les phases des borures Fe B et FeB.

Metalurgia 31, (1979), nr. 2, p. 82–84

CD : 669.13 : 621.74

Dobrescu, Gr. : **Quelques considérations concernant la technologie de coulée et les domaines d'utilisation des fontes alliées au chrome-cuivre**

On met en évidence les conditions d'élaboration, de coulée et de traitement thermique des fontes alliées au Cr–Cu, l'extension du domaine d'utilisation au moulage des cylindres hydrauliques pour les systèmes de freinage pour moyens de transport, etc., les caractéristiques physiques, méchaniques et de structure des fontes étudiées, qui permettent la réduction des consommations de matériel par le redimensionnement des pièces.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 85–87

CD : 621.983.3 : 669–415

Teodorescu, M., Doniga, Ana, Nicoară, D. et *Ovezea, I.* : **Analyse des possibilités d'estimationdes capacités d'emboutissage pour tôles minces de carrosserie**

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 88–91

CD : 669.2/.8 : 543.27

Moldovan, P., Tocaci, Lucia et *Florian, E.* : **Détermination expérimentale du point de rosée des gaz dans la métallurgie des non-ferreux**

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 92–93

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 622.785

Цоку, П., Якобан, И. и Урсеану, А.: **Исследования, касающиеся улучшения качества агломерата используя известь как интенсификатор агломерационного процесса**

Для определения влияния при употреблении извести в агломерационном рецепте были проведены ряд агломераций, заменяя 10, 25, следовательно 50% из CaO принесенный известняком, с CaO под видом извести.

Установлено, что самая лучшая возможность улучшения качества агломерата составляет замена известкового порошка приб. 25% из CaO принесенный известняком необходимым в производстве самоплавкого агломерата.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 49–51

ДК: 666.966: 621.3.036.6

Райнхорн, Габриела: **Изучения и исследования для правильного установления качества углеродистой массы для непрерывных электродов (Söderberg)**

В работе представлены данные, примечания и оценки, способствующие улучшению и дополнению методов характеризации углеродистой массы для непрерывных электродов.

Устанавливается что четыре изученных характеристики — содержание золы, содержание летучих веществ, удельный видимый вес и пластичность — правильно моделируют вариации основных технологических параметров выплавки изделий (качество сырья, содержание связывающего, степень уплотнения и текучесть изделия).

Metalurgia 31 (1979) nr. 2, p. 52–56

ДК: 539.374: 669–423

Урсулеску, К.: **Соображения, касающиеся конечной температуры пластической деформации, скорость охлаждения после прокатки и влияние этих на структуру прутков**

Прутки из сорта стали для машиностроения предназначенные обработки резанием, должны иметь структуру без полос. Полосчатая структура еще влияет и механические свойства в поперечном направлении и в особенности ударную вязкость.

Из проведенных исследований вытекает что решающие факторы при появлении полос в структуре прутков составляют скорость охлаждения после прокатки и конечная температура прокатки. Влияя на эти два фактора можно получить прутки в прокатном состоянии со структурой без полос.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 57–59

ДК: 539.374: 621.778

Чиоарэ, Екатерина: **Соображения, касающиеся вязкопластической деформации труб в процессе быстрого волочения**

Настоящая работа представляет теоретическое и экспериментальное изучение вязкопластической деформации труб из алюминиевого сплава в процессе быстрого волочения. В первой части разрабатывается метод расчета силы волочения труб через конические штампы применяя реологический модель типа Bingham в зоне вязкопластической деформации с условием текучести Миссеса. Во второй части работы производится сравнительное изучение решений задачи волочения труб разных параметров и двух скоростей волочения, для двух типов алюминия: сплав 5052 и сплав 6061.

Metalurgia 31 (1979) nr. 2, p. 60–66

ДК: 539.374–418: 669.71

Чюку, Виктория и Чюку, И.: **О процессе непрерывного натяжения алюминиевых полос на специальной установке**

Работа рассматривает сложный процесс деформации алюминиевых полос и алюминиевых сплавов на специальной установке учитывая два типа деформации, а именно: деформация при изгибе и деформация при растяжении. Этот процесс коррелируется с технологическими процессами установки и с характеристиками соответствующей полосы с целью получения соответственных качеств полос.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2 p. 67–69

ДК: 621.746.35: 620.169.1

Хэрэнгуш, Мария и Крэчюнеску, И.: **Соображения о долговечности ковшей используемых на машинах для литья чугуна**

Долговечность ковшей и обмен тепла чугун-ковш зависят от толщины и состава слоя краски используемой для защиты ковшей; оптимальные величины для стойкости получаются применяя краску с термической проводимостью менее 200 Ккал/м².h. градус.

Температурные изменения которым подвержены ковшы при разливке (140°—180°) были установлены измерением внешней температуры ковшей, перед разливкой и после 1,5 минуты от разливки. Понижение температуры в слое краски, оптимальной толщины и состава, уменьшает внутренюю температуру ковша.

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 70–72

ДК: 666.974.2

Хангану, Мария и Константин, Иляна: **Огнеупорные растворы на основе затвердевающего на воздухе фосфатного связывающего**

В следствии проведенных исследований были получены растворы содержащие Al_2O_3 вариирую от 40% до 95%, удовлетворяя различным областям применения. В зависимости от содержания в Al_2O_3 в составе растворов, были использованы основное сырье, как шамоты, нормальный электрокорунд или глинозем. Используемым химическим связывающим служил монофосфат алюминия.

Представлены результаты промышленных испытаний с некоторыми типами исследуемых растворах.

Metalurgia 31 (1979) nr. 2 p. 83–77

ДК: 669.053.4: 669.2/.8

Соколеску, Гр. и Соколеску Анна: **Гидрометаллургическая переработка для извлечения Mg, Ni и Co**

Представлен технологический процесс для освоения руд типа серпентин, применяя серную кислоту 60%, свежую или из отходов. После нейтрализации, следует тепловое старение, растворение в воде, а потом последовательное осаждение разных ионов существующих в растворе с помощью Na_2S. В конце осаждаются Ni и Co с производительностью 90% и следовательно 50%. Раствор сульфата магния кристализируют, а после термически разлогают на MgO. Производительность извлечения магния превышает 90%.

Metalurgia 31 (1979) nr. 2 p. 78–81

ДК: 669.056.9: 669.781

Спэтару, И.: **Определение натуры фаз боризированных слоев**

Работа выявляет натуру боризированных слоев, полученных боризацией стали O S C 8 в ванне из боросиликатного стекла, применяя дифракцию лучями X, по принципу Дебие-грамм и вычисляет параметры сети для борных фаз Fe_2B и FeB

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 82–84

ДК: 669.13: 621.74

Добреску, Гр: **Соображения, касающиеся технологии разливки и областей применения чугунов легированных с Cr-Cu**

Устанавливаются условия разработки, разливки и термообработки чугунов легированных с Cr-Cu, область их применения для отливки гидравлических цилиндров систем торможения автодорожных изделий и т.д., физико-механические и структуральные характеристики изучаемых чугунов, которые позволяют уменьшить расход материалов благодаря изменению размеров деталей.

Metalurgia 31 (1979) nr. 2, p. 85–87

ДК: 621.983.3: 669–415

Теодореску, М., Доница, Анна, Никоарэ, Д. и Овезя И.: **Анализ возможности оценки способности вытяжки тонких листов для автомобильных кузовов**

Metalurgia 31 (1979), nr. 2, p. 88–91

ДК: 669.2/.8: 543.27

Молдован, П., Токачь, Лучья, и Флорьян, Е.: **Экспериментальное определение точки росы газов в цветной металлургии**

Metalurgia 31 (1979), nr. 21, p. 92–93

METALURGIA 2 1979

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA

Ing. P. Ţocu, ing. I. Iacoban
ICEM — Bucureşti
şi ing. A. Urseanu
Combinatul siderurgic — Reşiţa

Cercetări privind îmbunătăţirea calităţii aglomeratului folosind varul ca intensificator al procesului de aglomerare

CZ : 622.785

În vederea determinării influenţei utilizării varului în reţeta de aglomerare asupra calităţii aglomeratului s-au efectuat o serie de experimentări la ICEM, verificate apoi industrial.

La experimentările de aglomerare efectuate la ICEM s-au folosit minereurile şi combustibilii utilizaţi în mod curent. Compoziţia chimică a materiilor prime folosite este indicată în tabelul 1, iar compoziţia granulometrică, în tabelul 2. Aglomerările s-au efectuat la o instalaţie tip cutie pătrată cu suprafaţa de aspiraţie de 1,056 m². Schema instalaţiei şi tehnologia de lucru au fost prezentate în materiale publicate anterior [1], [2].

Tabelul 1

Materialul	Compoziţia chimică, %								
	SiO_2	Al_2O_3	CaO	MgO	MnO	FeO	Fe_{tot}	S	P.C.
Minereu brut A	20,21	3,20	1,33	0,98	urme	1,07	52,62	0,020	2,32
Minereu conc. A	9,55	0,60	1,21	0,42	0,13	23,69	63,47	0,044	
Minereu B	14,00	4,08	0,80	0,18	3,18	0,40	47,95	0,060	9,15
Minereu C	7,25	3,96	17,22	1,44	0,12	1,06	35,10	0,005	21,70
Minereu D	20,68	3,23	12,54	0,52	1,20	6,70	37,77	1,22	4,54
Oxid de fier	4,30	1,05	1,82	0,22	0,86	21,55	70,10	0,071	
Praf de furnal	12,58	3,17	14,04	0,47	0,37	11,38	32,85	0,602	21,60
Calcar	0,82	0,46	53,87	0,61	—	—	0,40	—	43,32
Var	1,37	0,77	90,30	1,02	—	—	0,67	—	5,00
Cocs (cenuşă)	41,57	15,49	2,50	0,25	0,36	—	19,37		
Analiza tehnică a cocsului		A^{anh}	V^{anh}	C^{anh}_{fix}		S^{anh}			
		10,35	0,21	89,44		1,73			

Tabelul 2

Materialul	Compoziţia granulometrică, %								
	−0,063 mm	0,063−0,10 mm	0,10−0,25 mm	0,25−0,50 mm	0,5−1,0 mm	1−2 mm	2−3 mm	3−5 mm	+5 mm
Minereu brut A	10,4	5,6	10,2	8,9	10,3	9,3	6,2	7,2	31,9
Minereu conc. A	73,0	5,8	2,0	1,5	5,4	3,9	2,0	4,4	2,0
Minereu B	3,6	7,6	10,7	12,0	17,8	16,8	8,9	11,6	11,0
Minereu C	0,5	1,0	10,2	38,9	31,5	17,9	—	—	—
Minereu D	1,9	1,6	5,1	8,9	15,9	19,8	10,9	13,6	22,3
Oxid de fier	5,7	5,7	13,3	15,2	22,3	19,8	7,6	5,2	5,2
Praf de furnal	9,0	12,9	45,3	21,9	7,5	2,0	0,5	0,5	0,4
Calcar	9,0	4,5	7,5	13,5	22,5	35,2	7,5	0,3	—
Var	0,25	0,25	2,0	18,75	44,0	31,75	2,75	0,25	—
	−0,25 mm		0,25 − 0,50 mm	0,5−1,0 mm		1−3 mm	3−5 mm	+5 mm	
Cocs			13,8	39,3	17,0		20,3	9,6	

Tabelul 3

Parametri	U.M.	Referință	CaO_{var} / ($CaO_{var} + CaO_{calcar}$) %		
			10	25	50
— Consumul de cocs pentru echilibrarea returului	%	5,50	5,51	5,16	4,95
— Idem	kg/t ·agl.	66,25	65,49	59,94	58,05
— Consumul de var	idem	—	17,04	41,68	86,47
— Umiditatea amestecului de aglomerare	%	5,91	6,24	5,48	5,61
— Viteza verticală de aglomerare	mm/min	18,20	18,80	20,00	18,80
— Temp. max. sub grătar	°C	403	430	425	445
— Depresiunea sub grătar : inițială	mm CA	993	1 000	990	990
finală	idem	328	310	310	300
— Productivitatea	kg/m²·h	1 184,0	1 233,8	1 310,6	1 161,5
— Echilibrarea returului	%	100,5	100,3	97,2	102,4

În fază de laborator s-au efectuat încercări preliminare utilizînd diferiți intensificatori ai procesului de aglomerare (var, lapte de var, bentonită), stabilindu-se că cele mai bune rezultate se pot obține prin înlocuirea cu praf de var a unei părți din calcarul folosit în amestecul de aglomerare. S-au făcut serii de aglomerări înlocuind 10,25 și 50 % din CaO adus de calcar cu CaO sub formă de var. Variația gradului de echilibrare a returului în funcție de consumul de cocs pentru aceste serii de aglomerări este prezentată în figura 1.

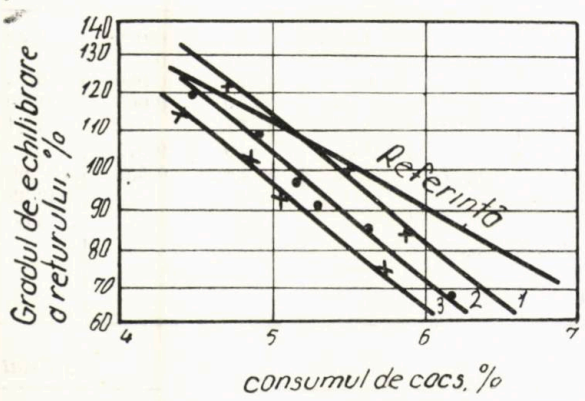


Fig. 1. Influența consumului de cocs (%) asupra gradului de echilibrare a returului, la experimentările de aglomerare cu var :

$$\frac{CaO_{var}}{CaO_{var} + CaO_{calcar}} = 10\%(1),\ 25\%(2),\ 50\%(3)$$

Rezultatele medii ale aglomerărilor cu returul echilibrat sînt centralizate în tabelul 3 (parametrii de aglomerare) și în figura 2 (caracteristicile aglomeratului).

Se constată că introducerea varului în amestecul de aglomerare îmbunătățește calitatea aglomeratului atît din punct de vedere al rezistenței mecanice, cît și al reductibilității. Aceasta se datorează capacității mari de reacție a CaO disociat, care se combină la temperaturi scăzute (500 —600°C) încă din fază solidă cu Fe_2O_3, dînd compuși ușori reductibili ($CaO \cdot Fe_2O_3$), care constituie totodată un bun liant al granulelor de hematită și magnetită, mărind astfel rezistența mecanică a aglomeratului. Reacția este favorizată cu atît mai mult, cu cît amestecul de aglomerare conține o cantitate mai mare de

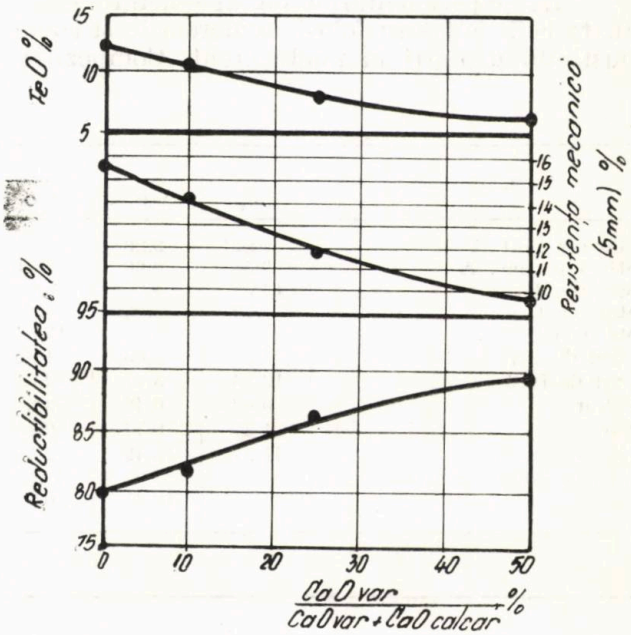


Fig. 2. Influența adaosului de var asupra caracteristicilor aglomeratului produs la experimentările de aglomerare cu var

minereu de natură hematitică, deoarece există un număr mai mare de contacte între CaO și Fe_2O_3 decît între CaO și SiO_2 (care duc la formarea wollastonitului — $CaO.SiO_2$ — compus fragil cu variații mari de volum la încălzire și răcire).

În cazul calcarului este necesară realizarea unei temperaturi de peste 950°C pentru descompunerea $CaCO_3$, întrucît la temperaturi mai mici reacția :

$$CaCO_3 + Fe_2O_3 \dashrightarrow CaO.Fe_2O_3 + CO_2$$

se desfășoară cu viteză foarte scăzută. La temperaturi ridicate, în locul feritului monocalcic apar în structura aglomeratului compuși mai greu reductibili (hedembergit, feromonticellit) sau friabili (pseudowollastonit).

Pe de altă parte, trecerea Fe_2O_3 în ferit monocalcic (reacție exotermă) micșorează cantitatea de Fe_3O_4 din aglomerat (scăderea %FeO din fig. 2), ceea ce are ca urmare atît micșorarea necesarului de căldură pentru reacția de reducere:

$$3\ Fe_2O_3 + C = 2\ Fe_3O_4 + CO,$$

cît și îmbunătățirea reductibilității aglomeratului, magnetita fiind un compus greu reductibil.

În urma modificărilor prezentate, de mineralizare a aglomeratului, introducerea varului în amestecul de aglomerare are ca rezultat micșorarea necesarului de cocs pentru aglomerare, mărirea vitezei verticale de aglomerare, deci a productivității, și îmbunătățirea rezistenței mecanice și reductibilității aglomeratului produs. Acest lucru este valabil pentru mărirea conținutului de var pînă la 25% din necesarul de fondant pentru aglomerare. Peste această limită varul își păstrează rolul de modificator al structurii mineralogice a aglomeratului, însă înrăutățește parametrii de aglomerare, provocînd uscarea neuniformă a amestecului și îngreuind dozarea apei la amestecare. În consecință, procesul de aglomerare se desfășoară neuniform, returul crește, deci scade productivitatea aglomerării. Pînă la 25% var în amestecul fondant aceste dificultăți nu apar, deoarece în timpul amestecării dozarea apei se face pînă la stingerea aproape totală a varului; peste acest procent stingerea varului ar necesita o cantitate prea mare de apă și s-ar micșora mult permeabilitatea stratului de pe grătar, viteza verticală de sinterizare și, în final, productivitatea.

În concluzie, în urma experimentărilor efectuate la ICEM, în condiții similare procesului de aglomerare din exploatarea industrială s-a stabilit că cea mai bună posibilitate de îmbunătățire a calității aglomeratului o constituie înlocuirea cu praf de var a circa 25% din CaO adus de calcarul necesar producerii aglomeratului autofondant.

În continuare, aceste rezultate au fost verificate și confirmate la scară industrială.

S-a urmărit în paralel regimul de aglomerare, calitatea aglomeratului produs și influența acestuia asupra parametrilor de funcționare a furnalului.

Pentru a evita dificultățile de dozare a apei și de amestecare a încărcăturii de aglomerare, precum și pentru a micșora degajările nocive de praf de var pe fluxul de transport și dozare, varul s-a dozat și omogenizat în depozitul de minereuri în amestec cu șlam.

În această etapă, la aglomerare s-au folosit în total 6 300 t calcar cu aport de 3 468,8 t (CaO + MgO) și 985 t șlam + var cu un aport de 150,7 t (CaO + MgO). Deci din necesarul de oxizi bazici, 4,15% a fost introdus sub formă de var. A rezultat o îmbunătățire a rezistenței mecanice a aglomeratului cu 2,4% (caracterizată prin scăderea corespunzătoare a fracției — 5 mm, obținută la determinarea rezistenței la tobă).

BIBLIOGRAFIE

[1] Avram, C., Țocu, P. ș.a. *Cercetări privind determinarea bazicității optime a aglomeratului.* În: Metalurgia, nr. 5, 1967, p. 249–255.

[2] Țocu, P. *Stabilirea unei metode de determinare a reductibilității aglomeratului.* În: Metalurgia, nr. 5, 1967, p. 269–271.

Studii şi cercetări efectuate în vederea stabilirii corecte a calităţii masei carbonice pentru electrozi continui (Söderberg)

Chim. Gabriela Reinhorn
ICEM — Bucureşti

CZ : 666.966 :621.3.036.6

Contribuţii la îmbunătăţirea procesului de elaborare a produsului

Lipsa cantităţilor de electrozi carbonici amorfi şi grafitaţi necesare elaborării oţelului în cuptoarele electrice cu arc, în timpul primului război mondial, a condus la încercări de utilizare, pe scară din ce în ce mai largă, a procedeului elaborat în anul 1909 de inginerul norvegian C.W. Söderberg, care constă în folosirea ca electrod continuu a unei mase carbonice crude ce se coace direct în cuptorul electric pe baza efectului Joule.

În R.S. România s-a adoptat pentru prima dată acest procedeu în anul 1945 la fabricarea carburii de calciu pentru producerea îngrăşămintelor agricole, în cadrul unităţii industriale de la Tîrnăveni, pentru înlocuirea electrozilor amorfi din import. Realizarea masei carbonice necesare a constituit la început o preocupare locală, care ulterior a generat crearea unei industrii specializate de produse carbonice la Cluj, în anul 1949. Pe măsură ce producţia de carbură de calciu la Combinatul chimic — Tîrnăveni a crescut, aceasta fiind utilizată pentru fabricarea acetilenei, uzina Carbochim — Cluj-Napoca a produs pînă la un nivel de circa 4 000 t masă carbonică pe an, cantitate care în anii 1970—1971 acoperea necesarul din ţară şi furniza un excedent pentru export.

Continua dezvoltare a industriei chimice şi metalurgice din R.S. România a impus punerea în funcţiune a unei noi capacităţi de producţie a produselor carbonice la Slatina în anii 1971—1972, care a realizat — ca prim produs — masă carbonică pentru electrozi continui.

Tehnologia de elaborare a masei carbonice crude este relativ simplă, trebuind să se acorde o atenţie deosebită alegerii materiilor prime, stabilirii reţetelor granulometrice şi realizării parametrilor optimi de amestecare, electrodul urmînd a se forma prin autocoacere direct în procesul de utilizare, unde un rol important îl au condiţiile tehnologice care influenţează încălzirea masei carbonice, respectiv încărcarea cu curent, avansul electrodului, mărimea radiaţiei, izolaţia termică etc. [1]—[3].

Datele din literatură arată că în decursul celor 50 ani deutilizare a electrodului continuu de tip Söderberg, la baza procedeelor de elaborare a masei crude au stat numeroase încercări proprii diferiţilor producători, iar îmbunătăţirea condiţiilor de utilizare este în continuare o preocupare permanentă.

Rezultă de asemenea din materialele publicate că în mod curent calitatea masei carbonice crude se determină prin efectuarea următoarelor trei determinări : conţinutul de materii volatile, conţinutul de cenuşă şi greutatea specifică aparentă, care se consideră că reflectă respectarea parametrilor de elaborare, respectiv : conţinutul de liant, calitatea materiilor prime şi gradul de îndesare realizat [1], [4]—[6].

În cadrul programului de cercetare realizat în ultimii 10 ani, în scopul dezvoltării şi îmbunătăţirii fabricaţiei produselor carbonice în ţară, studiile efectuate în Institutul de cercetări metalurgice au evidenţiat că atît la Carbochim—Cluj-Napoca, cît şi la Întreprinderea de produse cărbunoase — Slatina determinarea materiilor volatile prin metoda prevăzută în standardul de produs creează dificultăţi la aprecierea calităţii produsului, valorile obţinute de furnizori, beneficiari şi cercetători fiind deseori în neconcordanţă. S-a constatat că această neconcordanţă provine pe de o parte din deficienţele metodei şi pe de altă parte datorită nerealizării unor probe suficient de omogene şi reprezentative, în urma modului imperfect de prelevare şi pregătire a acestora.

Pentru înlăturarea acestor dificultăţi, pe baza lucrărilor de cercetare efectuate, s-a modificat pct. 3 din STAS 4767-73 intitulat „*Masa pentru electrozi continui*", privind regulile pentru verificarea calităţii, respectiv s-a îmbunătăţit modul de luare şi pregătire a probelor. Concomitent s-a elaborat STAS 11062-78 pentru determinarea materiilor volatile ale masei crude, care are la bază metoda internaţională utilizată pentru caracterizarea combustibililor solizi cuprinsă în STAS 5268-69.

Gradul de reproductibilitate a metodei a fost stabilit prin efectuarea unor serii de determinări ale acestei caracteristici pe zece probe de masă carbonică, obţinute din mărunţirea şi reducerea prin sfertuire a cîte unui singur calup din diferite loturi de fabricaţie de la I.P.C.—Slatina, ale căror valori sînt prezentate în tabelul 1. Se menţionează că fiecare valoare din tabel reprezintă media a două determinări ce nu au depăşit 0,2 % şi se observă că valorile obţinute pentru aceeaşi probă — la repetări — diferă în general cu maximum 0,5 %.

Prin efectuarea acestor serii de determinări, pe lîngă furnizarea factorilor necesari standardi-

Tabelul 1

Determinarea materiilor volatile ale masei crude

Nr. probă	Material	Simbol probă	Valoare*, %	Valoare medie, %	Amplitudine, %
1	Producţie curentă (smoală C.S.H.)	A	19,78 19,34	19,56	0,44
2	Producţie curentă (smoală C.S.H.)	A_1	18,52 18,89	18,78	0,37
		$A + A_1$		19,17	
3	Producţie curentă (smoală C.S.H.)	B	19,65 19,89	19,79	0,24
4	Producţie curentă (smoală C.S.H.)	B_1	17,61 17,23	17,40	0,38
		$B + B_1$		18,60	
5	Producţie curentă (smoală import)	Z_2	16,98 16,64	16,86	0,34
6	Producţie curentă (smoală import)	Z_3	16,75 16,20	16,46	0,55
		$Z_2 + Z_3$		16,66	
7	Reţeta nr. 1 experimentală (creşterea plasticităţii)	C_1	19,00 18,62	18,86	0,38
8	Reţeta nr. 1 experimentală (creşterea plasticităţii)	C_2	19,77 19,07	19,60	0,70
		$C_1 + C_2$		19,23	
9	Reţeta nr. 2 experimentală (creşterea plasticităţii)	D	17,91 18,17	18,04	0,26
10	Reţeta nr. 3 experimentală (creşterea plasticităţii)	E	18,67 18,44	18,55	0,23

* minimă şi maximă

zării metodei de lucru, s-au evidenţiat şi următoarele aspecte tehnologice :

— valoarea conţinutului de materii volatile al unei probe, pregătită şi păstrată în condiţiile normate, nu se modifică într-un interval de circa 7 —8 luni ;

— masa crudă ce alcătuieşte un calup (cca. 20 kg), respectiv formatele în care se livrează în prezent produsul, nu este perfect omogenă, diferenţa între conţinutul de materii volatile a două probe alcătuite din acelaşi calup ajungînd în unele cazuri pînă la 2,39 % (proba B şi B_1 din tabelul 1) ;

— la utilizarea smoalei din import pentru fabricarea curentă a masei crude conţinutul de materii volatile a scăzut de la 18,60 —19,17 % la 16,66 % (probele A, B, Z) ;

— valorile conţinutului de materii volatile ale probelor studiate sînt substanţial mai mari decît cele menţionate de furnizor în buletinele de calitate, respectiv circa 19 % la utilizarea smoalei C.S.H. şi 16 % la utilizarea smoalei din import, faţă de 12 —14 %.

Pentru a verifica ultima observaţie menţionată s-au efectuat următoarele lucrări de cercetare :

a. Controlul conţinutului de materii volatile al unor amestecuri efectuate în laborator din 30 şi 50 % smoală şi cocs de petrol calcinat, plecînd de la o smoală cu circa 50 % materii volatile.

b. Controlul conţinutului de materii volatile al probelor prelevate direct din încărcătura unor serii de malaxoare din cadrul unor loturi experimentale industriale efectuate în iulie 1977, comparativ cu cel al probelor medii reprezentative pentru fiecare lot.

c. Determinarea conţinutului de materii volatile la două probe obţinute din calupuri individuale fabricate în 16 august 1977.

Rezultatele obţinute pe amestecurile controlate de smoală şi cocs de petrol calcinat corespund cu cele ce reies din calcul în funcţie de caracteristicile componenţilor, evidenţiindu-se o uşoară tendinţă de a obţine practic valori mai scăzute pentru conţinutul de materii volatile al amestecurilor.

La controlul variaţiei conţinutului de materii volatile al încărcăturii din malaxoare, în cadrul unor loturi de fabricaţie realizate în cîte 3 —4 schimburi de lucru, s-au obţinut valorile prezentate în tabelul 2.

La verificarea conţinutului de materii volatile al celor două calupuri de masă crudă fabricate în august 1977 s-au obţinut de asemenea valori ridicate şi anume : 17,14 şi 17,63 %, corespunzătoare unui conţinut de circa 34 % liant.

Rezultatele obţinute prin efectuarea acestor lucrări atestă existenţa unor anomalii în procesul tehnologic de elaborare a masei carbonice la I.P.C. — Slatina, care se reflectă în conţinutul ridicat de materii volatile al masei crude, respectiv existenţa unor defecţiuni la dozare, posibilităţi de pierdere a granulaţiilor fine sau alte cauze posibile.

În consecinţă determinarea conţinutului de materii volatile la masa carbonică crudă pentru electrozi continui este necesar a se efectua cu o deosebită atenţie, întrucît reprezintă un mijloc eficient de verficare a calităţii produsului şi de evidenţiere a apariţiei unor dereglări în fluxul tehnologic de fabricaţie.

Din literatura de specialitate rezultă că, pentru asigurarea unor cît mai bune perfor-

Tabelul 2

Variația materiilor volatile

Lot experimental (rețeta nr. 1 pentru elaborarea feroaliajelor)		Lot experimental (rețeta nr. 2 pentru elaborarea feroaliajelor)	
Număr malaxor	Materii volatile, %	Număr malaxor	Materii volatile, %
1	16,73	1	15,46
2	16,63	2	17,50
3	17,22	3	16,19
4	17,85		
5	15,62	$\bar{x}$	16,38
$\bar{x}$	16,81	1	17,22
		2	16,56
1	17,95	3	17,00
2	18,37	4	16,87
3	18,00	5	16,18
4	18,26		
5	17,96	$\bar{x}$	16,77
$\bar{x}$	18,11	1	19,66
		2	21,13
1	17,53	3	17,49
2	17,83	4	16,90
3	18,16		
4	17,92	$\bar{x}$	18,79
5	15,37		
$\bar{x}$	17,36	$\bar{x}$	17,31
		Proba lotului	18,23
$\bar{x}$	17,43		
Proba lotului	17,23		

manțe la utilizarea masei carbonice pentru electrozi continui în diferite procese tehnologice, este necesar ca pe parcursul fabricației să se urmărească îndeaproape și consistența materialului. Se indică ca foarte importantă cunoașterea fluidității materialului fabricat, caracteristică ce trebuie să se situeze la un nivel optim pentru a asigura în exploatare o bună racordare a straturilor de masă crudă încărcate în mantaua metalică în care se formează prin autocoacere electrodul continuu. În acest scop se cere ca masa carbonică crudă să fie suficient de plastică și în același timp destul de vîscoasă pentru a nu curge prea ușor între cadre sau a nu ajunge în stare necorespunzătoare în cuva cuptorului [6], [7]—[10]. O proastă consistență a materialului crud provoacă, în unele cazuri, ruperi ale coloanelor de electrozi prin nerealizarea compactității necesare la electrodul copt sau, în alte cazuri, determină creșteri ale consumului specific de masă carbonică ce acuză distribuții proaste ale particulelor cauzate de segregarea lor în liantul topit.

În timp ce determinarea conținutului de materii volatile la masa crudă furnizează informații privind cantitatea de liant utilizată și apariția variațiilor granulometrice, determinarea plasticității materialului evidențiază concomitent cu acestea și variații ale calității liantului, precum și utilizarea componenților sau smoalei cu umiditate neadmisă.

Datorită sensibilității mari a acestei caracteristici față de variațiile parametrilor tehnologici, punerea la punct a unei metode de determinare a plasticității a preocupat pe fabricanți, printre aceștia situîndu-se cu precădere marile firme producătoare de masă carbonică pentru electrozi continui Elektrokemisk — Norvegia și Péchiney — Franța.

Descrierea amănunțită a acestor metode de determinare nu este publicată în lucrările de specialitate cu largă circulație. Din materiale izolate s-au desprins numai sumare indicații, care menționează măsurarea alungirii unei epruvete la 140; 180 și 220°C [1], [2], [4]—[6], spre deosebire de alte publicații cu caracter general [7], care indică aprecierea deformării unei sfere cu diametrul de 80 mm obținută din masă preîncălzită la 110°C, supusă la cădere liberă de la 2 m.

Concomitent cu studierea literaturii de specialitate, cercetarea normelor internaționale privind acest tip de produs evidențiază o metodă comună elaborată în anul 1966 în R.D.G. și R.P.P., care măsoară deformarea unei epruvete, sub presiune, în apă la temperatura de fierbere. Ambele standarde în prezent sînt retrase. O metodă de lucru asemănătoare este cuprinsă în standardul japonez privind metodele de determinare pentru pasta Söderberg, care măsoară temperatura apei la care o epruvetă standard, supusă unei anumite sarcini, are o anumită deformare și este intitulată „determinarea punctului de înmuiere".

Întrucît cercetări recente efectuate în vederea îmbunătățirii proprietăților plastice ale masei carbonice crude au arătat că cea mai bună capacitate de umectare o au smoalele de huilă cu punct de înmuiere ridicat, la 220°C [10], se consideră că metoda, recomandată de firma Péchiney ca utilizabilă pentru orice tip de masă carbonică, este corectă și prezintă criterii de aplicabilitate mai bune decît celelalte metode menționate.

În cadrul lucrărilor de cercetare s-a asimilat această metodă și s-a elaborat STAS 11102-78, pentru determinarea plasticității masei carbonice pentru electrozi continui. Determinarea constă în încălzirea la 220°C a unei epruvete formate din masă crudă, pe un plan înclinat, timp de 2 h și măsurarea — după răcire — a alungirii acesteia. Alungirea epruvetei exprimată procentual reprezintă plasticitatea probei și situează materialul într-un domeniu caracteristic.

Pentru sectoarele industriale în care se utilizează electrozi continui în R.S. România, respectiv producerea carbidului și elaborarea feroaliajelor, în standardul întocmit s-au prevăzut patru domenii de apreciere : foarte seacă (plas-

ticitate 0 —10 %), seacă (10 —20 %), medie (20 — 30 %) și grasă (30 — 40 %).

Folosind această nouă metodă de investigație a calității masei crude, s-au caracterizat 12 probe reprezentative, datele fiind prezentate integral în tabelul 3, din care rezultă că :

— la producerea carbidului, la Combinatul chimic—Tîrnăveni se utilizează o masă carbonică foarte seacă, cu valori ale plasticității de 5 —10 %;

— la elaborarea feroaliajelor, la Combinatul metalurgic—Tulcea se utilizează în prezent același tip de masă carbonică, fără a avea pînă în prezent rezultate mulțumitoare în exploatare;

— după aplicarea noii tehnologii de elaborare a masei carbonice la I.P.C.—Slatina s-a obținut un material cu aceeași plasticitate ca cea a materialului obținut la Carbochim, dar cu o greutate specifică aparentă și un conținut de materii volatile mai ridicat, deci cu o calitate superioară dar care necesită o modificare a condițiilor de încălzire la utilizare;

— prin îmbunătățirea rețetei granulometrice, respectiv prin fracționarea clasei „0,4 —3,4mm" în clase restrînse „0,4 —1,7 mm"și„1,7 —3,4mm" s-a realizat o mai bună constanță calitativă care a contribuit la scăderea consumurilor specifice de masă carbonică la producerea carbidului;

— determinarea plasticității surprinde cu sensibilitate variațiile de rețetă;

— omogenitatea materialului la nivelul calupului de masă carbonică este satisfăcătoare, dar la nivelul încărcăturii malaxoarelor există uneori variații mari în cursul unei zile (13 %).

Tabelul 3

Caracteristicile masei carbonice

Nr. probă	Material	Element caracterizat	Simbol probă	Cenușă, %	Volatile, %	Greutate specifică aparentă, kg/m³	Plasticitate, %	
							valori obținute	—
1	Producție experimentală Carbochim (utilizare cocs brichete mărunt ca înlocuitor al antracitului și cocsului de petrol)	Lot	—	1,45±0,19	13.85±0,99	1574±28	—	5±5
2	Producție curentă I.P.C — Slatina (smoală C.S.H.)	Calup	B	1,35	18,60	1632	6—5—6—8— 9—8—8—8	7
3	Producție curentă I.P.C. — Slatina (smoală import)	Calup	Z	1,46	16,60	1634	6—4—4—4— 6—8—6—5	5
4	Rețeta nr. 3 experimentală (creșterea plasticității prin scăderea fracțiunii fine)	Calup	E	1,49	18,55	1592	23—28—22— 20—26—23—20	23
5	Producție curentă I.P.C. — Slatina	Calup	—	—	16,91	1569	9—8—8—7	8
6	Producție curentă I.P.C. — Slatina	Calup	—	—	16,44	1600	5—4	5
7	Producție curentă I.P.C. — Slatina	Calup	—	—	16,90	1620	5—7—6	6
8	Producție curentă I.P.C. — Slatina	Malaxor 1	—	—	—	—	7—5	6
		2	—	—	—	—	2—2	2
		3	—	—	—	—	8—12	10
		4	—	—	—	—	6—8	7
		5	—	—	—	—	6—6	6
9	Producție curentă I.P.C. — Slatina	Malaxor 1	—	—	—	—	19—19	19
		2	—	—	—	—	10—11	11
		3	—	—	—	—	17—22	20
		4	—	—	—	—	12—14	13
		5	—	—	—	—	7—7	7
10	Producție curentă I.P.C. — Slatina (rețetă granulometrică îmbunătățită)	Calup	W	1,80	15,58	1628	10—11—7	9
11	Producție curentă I.P.C. — Slatina (rețetă granulometrică îmbunătățită)	Lot	RN	2,16	16,36	1645	5—8—8	7
12	Rețeta nr. 2 experimentală (stabilirea rețetei optime pentru cuptoarele de elaborare a feroaliajelor)	Malaxor	—	—	—	—	1—1—1—1— 2—1—1—1	1
		Calup	—	2,10	16,57	1652	1—2—1	1

Întrucît din observaţiile dobîndite rezultă că determinarea plasticităţii surprinde uşor orice modificare efectuată în fluxul tehnologic şi dă indicaţii precise asupra omogenităţii produsului, se recomandă adoptarea acesteia pentru controlul curent al calităţii masei carbonice pentru electrozi continui la nivelul conţinutului fiecărui malaxor fabricat.

Simplitatea metodei de lucru permite uşor trecerea la aplicarea ei în toate laboratoarele de specialitate, iar datele acumulate în cadrul lucrărilor de cercetare fac posibilă înlocuirea caracteristicii „*Punct de înmuiere sub sarcină*" cu caracter orientativ din STAS 4767-73, după consultarea prealabilă şi a specialiştilor din industriile care utilizează produsul, pentru precizarea domeniilor de apreciere specifice.

În concluzie, toate observaţiile rezultate din ansamblul de date obţinute la studierea diferitelor situaţii tehnologice din procesul de elaborare a masei carbonice pentru electrozi continui conduc la scoaterea în evidenţă a necesităţii îmbunătăţirii la I.P.C.—Slatina a constanţei calitative a produsului, prin respectarea permanentă a tuturor parametrilor tehnologici şi prin sporirea posibilităţilor de control al calităţii produsului. Determinarea cu atenţie şi frecvenţă convenabilă a celor patru caracteristici ale masei crude, respectiv conţinutul de cenuşă, conţinutul de materii volatile, plasticitatea şi greutatea specifică aparentă asigură un control eficient al procesului de elaborare şi realizarea produsului cu o calitate constantă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Durrer, R. şi Volkert, E. *Die Metallurgie der Ferrolegierungen.* Düsseldorf, 1972, p. 258—273.

[2] Bogucki, J. *Dobór masy elektrodowej dla pieców karbidowych w Zakładach Azotowych.* În: Koks-Smola-Gaz, nr. 5, 1968, p. 138—144.

[3] Olsen, L. *Températures dans les électrodes Söderberg en fonctionnement discontinu.* În: Journal du four électrique, nr. 5, 1977, p. 20—22.

[4] Cuzneţov, L. A. *Fabricarea carburii de calciu.* Bucureşti, I.D.T., 1950, p. 206—214.

[5] Beljajew, A. I., Rapoport, M., B. şi Firsanowa, L. A. *Metallurgie des Aluminiums.* Berlin, VEB Verlag Technik, 1956, p. 149—158; p. 219—223.

[6] Mantell, Ch. L. *Carbon and Graphite Handbook.* U.S.A., Ed. John Wiley, 1968, p. 309—316.

[7] Stanko, S. *Brais, Cokes, Electrodes.* Rapport L.R. F.—48, Cie Péchiney, 1962, partea a III-a.

[8] Kosielska, Z. şi Lach, T. *Z badań nad okrêśleniem przydanósci metod oznaczania własności surowców i mas anodowichstosowanych w przemyśle aluminiowym dla anod typu Söderberga.* În: Koks-Smola-Gaz, nr. 9, 1968, p. 245—252.

[9] Mason, C. R., *Correlations between Pitch Binder Properties and Properties of Söderberg Electrodes.* În: Fuel, nr. 2, 1970, p. 165—174.

[10] Cialik, S. M. şi Sverdlin, V. A. *Vlianie svoistv peka na formirovanie samoobjigoiuşciegosia anoda.* În: Ţvetnie metalli, nr. 9, 1971, p. 54—57.

Ing. C. Ursulescu
Combinatul siderurgic — Reşiţa

Consideraţii cu privire la temperatura de sfîrşit a deformării plastice, viteza de răcire după laminare şi influenţa acestora asupra structurii barelor laminate

CZ: 539.374 : 669—423

Tehnica modernă utilizată în construcţia de maşini impune oţelurilor folosite condiţii atît în ceea ce priveşte granulaţia acestora, cît şi microstructura lor. O condiţie suplimentară care începe să se impună tot mai mult în cazul oţelurilor destinate fabricării pieselor de serie mare, care se execută prin aşchiere, este lipsa benzilor de ferită şi perlită în structura barelor laminate. Structura în benzi mai influenţează şi proprietăţile mecanice în direcţia transversală şi în special rezilienţa. În figura 1 sînt prezentate etaloanele după care se face clasificarea unor oţeluri din punct de vedere al structurii în benzi.

Problemei structurii în benzi i se acordă în ultimul timp o atenţie deosebită datorită cauzelor arătate mai sus şi se fac cercetări intense pentru a se putea stabili tehnologii de fabricaţie care să asigure produse laminate cu structură lipsită de benzi.

Din cercetările efectuate a rezultat că factorii decisivi la apariţia benzilor în structura barelor laminate îi constituie viteza de răcire după laminare şi temperatura de sfîrşit de laminare. În timpul prelucrării la cald a metalului, acesta se află în stare austenitică, zonele interdendritice bogate în fosfor sînt transformate în timpul deformării la cald în benzi fosforoase, iar carbonul mai solubil în faza γ tinde să difuzeze către părţile centrale ale dendritelor. Se poate presupune că pentru cele două zone care se formează în structura oţelului, o zonă cu proporţie mărită de fosfor (spaţii interdendritice) şi o zonă cu proporţie slabă de fosfor (axele dendritelor) se pot stabili curbe de transformare, diferite, aşa cum este reprezentat în figura 2.

Dacă se practică o răcire lentă (curba *a*) fie după laminare, fie după o recoacere posterioară, curba *2* este interceptată în *M*, iar curba *1* în *N* la o temperatură mai joasă. Se vede că apare mai întîi ferita care provine din zonele cu proporţii mărite de fosfor, carbonul concentrîndu-se în austenita rămasă, adică în axele dendritelor.

Structura observată la microscop va fi formată în acest caz din benzi sărace în carbon (ferită), provenind din transformarea spaţiilor interdendritice (proporţie mărită de fosfor) şi din benzi bogate în carbon (perlită), provenind din transformarea zonelor care corespundeau iniţial cu axele dendritelor.

Pentru o viteză de răcire mai rapidă, aşa cum este reprezentată de curba *b*, curbele de transformare sînt intersectate *1* în *N'* şi *2* în *M'*. Se observă că în acest caz carbonul care este distribuit omogen în austenită nu are nici timpul necesar, nici posibilitatea de a difuza şi examenul micrografic arată o structură omogenă de ferită şi perlită. Totuşi, eterogenitatea iniţială a fosforului nu va dispărea, iar în urma

Fig. 1. Etaloane pentru compararea structurilor în benzi la unele mărci de oţeluri folosite în construcţia de maşini

unei încălziri ulterioare urmată de o răcire lentă structura în benzi poate să apară din nou.

Un fenomen analog se poate manifesta la oţelurile care conţin diferite elemente de aliere. Aici se observă de asemenea prezenţa benzilor

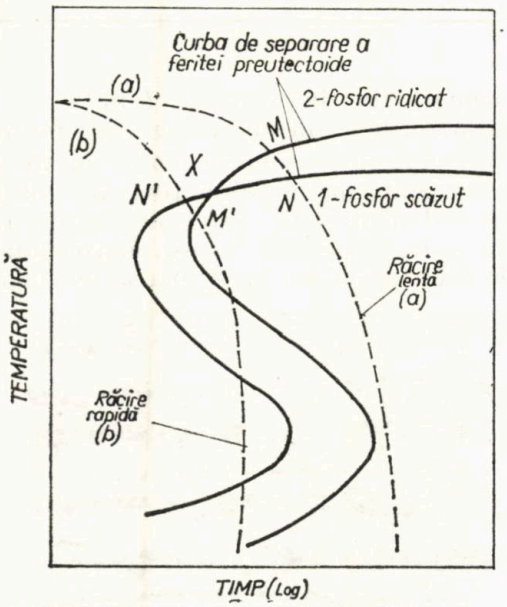


Fig. 2. Curbele de transformare structurală a zonelor bogate în fosfor şi a zonelor sărace în fosfor

care se diferenţiază prin cantitatea de grăunţi feritici sau prin natura componenţilor din banda de perlită care pot fi : perlită, bainită inferioară, bainită superioară sau martensită, rezultate din eterogenitatea iniţială.

Structura în benzi este des întîlnită în oţelurile cu granulaţie fină ; ea este favorizată de o temperatură de sfîrşit de laminare sau de austenitizare în cazul unei încălziri pentru aplicarea tratamentului termic, cu puţin peste punctul Ac_3. O austenitizare la temperatură mai ridicată contribuie la eliminarea structurii în benzi, chiar dacă viteza de răcire este mai mică, însă apare pericolul obţinerii unei structuri cu granulaţie mai grosolană.

În cazul oţelurilor nealiate se obţine mai uşor o structură fără benzi, deoarece vitezele de răcire pot fi cu mult superioare faţă de vitezele de răcire de 30 —40°C/min aplicate în cazul oţelurilor aliate, la care, dacă se aplică viteze de răcire mai mari, apar, aşa cum s-a arătat mai sus, şi constituenţi structurali de duritate mai ridicată.

În ceea ce priveşte dimensiunile secţiunii transversale a barelor laminate, trebuie menţionat că acestea au de asemenea o importanţă mare în obţinerea structurii lipsite de benzi. Faptul că miezul barei se răceşte cu o viteză diferită de aceea a exteriorului ei, va atrage după sine şi o structură diferită de aceea de la exterior. Pentru a stabili modul în care structura miezului unei bare este influenţată de dimensiunile barelor, în literatura de specialitate sînt date curbele de răcire a miezului pentru bare rotunde de diferite diametre (10 ; 20 ; 30 ; 40 ; 70 şi 150 mm).

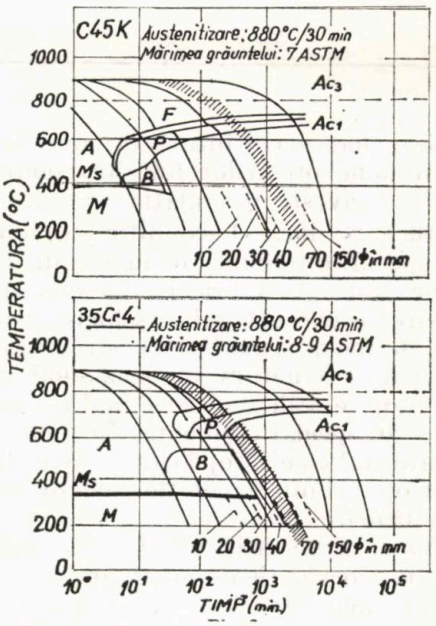


Fig. 3. Curbele de transformare structurală la răcirea barelor de diametre diferite

Conform acestor diagrame se pot răci în aer bare cu diametrul pînă la 60 — 70 mm, structura fiind lipsită de benzi. Peste aceste diametre, răcirea miezului este foarte lentă şi se poate observa apariţia benzilor.

În cazul oţelurilor aliate există limitări şi a diametrelor mici. Dacă se răceşte un rotund cu diametrul sub 30 mm, transformarea va avea loc în domeniul bainitic şi, ca urmare, în structura barei pe lîngă ferită şi perlită va mai apărea şi bainită, ceea ce va duce la greutăţi în prelucrarea ulterioară prin aşchiere a acestor bare.

Structura în benzi poate fi suprimată şi prin tratamentul termic de recoacere izotermă, care constă în austenitizarea oţelului şi apoi răcirea lui rapidă pînă la o temperatură în zona de formare a perlitei, fiind menţinut pe o durată adecvată la această temperatură pînă se produce transformarea totală a austenitei, după care se poate răci cu viteza dorită. Principiul recoacerii izoterme este prezentat în figura 4.

Experimentările efectuate în condiţii industriale au scos în evidenţă că, pentru a realiza o structură lipsită de benzi direct din laminare, este necesar să se stabilească pentru fiecare marcă de oţel temperatura de sfîrşit de laminare, viteza de răcire după laminare şi dimensiunile barelor laminate. Mărcile de oţel care au fost analizate se folosesc în construcţia de autovehicule şi sînt oţeluri aliate destinate pentru piese care se utilizează în stare cementată.

În ceea ce privește temperatura de sfîrșit de laminare s-a constatat că dacă aceasta are valori peste 1 173°K în condițiile unei viteze de răcire a laminatelor pe patul de răcire, rezultă o structură corespunzătoare din punct

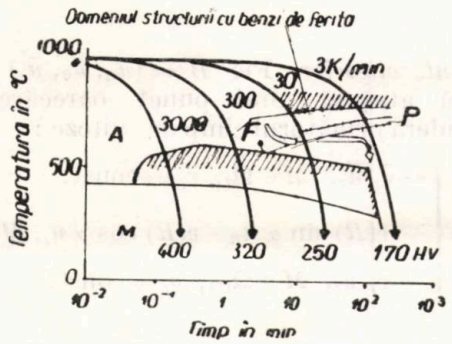


Fig. 4. Curbele de transformare structurală a unui oțel în funcție de viteza de răcire

de vedere al benzilor. Temperatura de sfîrșit de laminare poate fi chiar și mai ridicată fără a apărea pericolul obținerii unei structuri cu granulație grosolană.

La barele cu diametrul de 80 mm temperatura medie de sfîrșit de laminare a fost de peste 1 273°K, structura fiind corespunzătoare, iar granulația s-a încadrat în punctajele prescrise de norme.

În figurile 5, *a* și *b* sînt redate microstructurile unor probe luate din oțelurile analizate și la care temperatura de sfîrșit de laminare a fost cuprinsă între 1 193 și 1 315°K. Se vede că sînt corespunzătoare din punct de vedere al structurii în benzi.

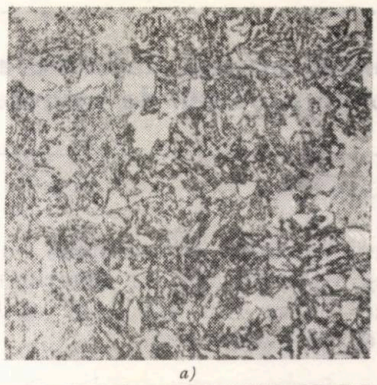
În figura 5, *c* este redată microstructura probei luate dintr-o bară la care temperatura de sfîrșit de laminare a fost de 1 093°K. Se observă în acest caz tendința de apariție a structurii în benzi, mărimea acestora fiind la limita admisă de etaloanele din normele de recepție.

Concluzii

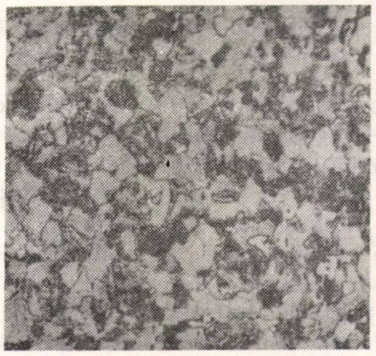
Structura în benzi poate fi suprimată din barele laminate, acționînd asupra temperaturii de sfîrșit de laminare și asupra vitezei de răcire după laminare.

Structura în benzi mai poate fi suprimată și prin tratamentul de recoacere izotermă.

Temperatura de sfîrșit de laminare trebuie să fie cît mai ridicată. Ea trebuie determinată pentru fiecare marcă de oțel în parte, în funcție de viteza de creștere a grăunților la temperaturi ridicate.

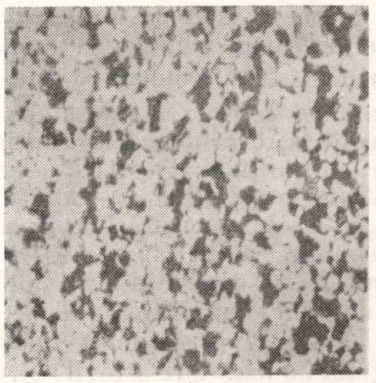


a)



b)

Fig. 5, *a* și *b* Microstructura oțelului în bare a căror temperatură de sfîrșit de laminare a fost de 1 193 — 1 315°K



c)

Fig. 5, *c* Microstructura oțelului în bare a căror temperatură de sfîrșit de laminare a fost de 1 093°K

Viteza de răcire de minimum 30 —40°C/min asigură obținerea unor bare cu structură lipsită de benzi direct din laminare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Truşculescu, M. *Studiul metalelor.* București, Editura didactică și pedagogică, 1971, p. 163.

[2] Franțiu, I. și Cuida, O. *Defectele produselor laminate și trase din oțel.* București, Centrul de documentare și publicații tehnice al industriei metalurgice, 1971, p. 388—389.

[3] Sanz, A. *Possibilités d'obtenir une structure exempte de bandes.* În: La métallurgie, vol. 104, nr. 12, 1972, p. 483—491.

Considerații privind deformarea vîscoplastică a țevilor în procesul de tragere rapidă

Mat. Ecaterina Cioară
Institutul politehnic — București

CZ : 539.374 : 621.778

Lucrarea de față își propune un studiu teoretic și experimental al deformării vîscoplastice a țevilor din aliaje de aluminiu în procesul de tragere rapidă.

Elaborarea metodei de calcul al forței de tragere a țevilor prin matrițe conice

În scopul analizării mecanismelor de deformare plastică a metalelor sub influența unui cîmp ultrasonic se elaborează metoda de calcul al forței de tragere a țevilor, adoptîndu-se un model reologic de tip Bingham în zona de deformare vîscoplastică, cu condiția de curgere a lui Mises. Soluția sistemului de ecuații cu derivate parțiale neliniare care descrie procesul de tragere, determinată pe baza unui principiu variațional, pune în evidență efectul comportării vîscoplastice a metalelor. Configurația mișcării, considerată în lucrare, permite utilizarea prezentei metode de calcul al forței de tragere în cazul tehnologiei de tragere a țevilor prin matrițe conice cu dop flotant.

Elementele geometrice și cinematice ale mișcării. S-au utilizat următoarele notații : R_0 este raza exterioară inițială a țevii ; R_i — raza interioară inițială a țevii ; R_{0f} — raza exterioară finală ; R_{if} — raza interioară finală ; α — semiunghiul conului matriței ; β_i — semiunghiul conului inițial cu discontinuități ale vitezei ; β_f — semiunghiul conului final ; T_0 — grosimea inițială a țevii ; T_f — grosimea finală ; V_0 — viteza inițială de înaintare a țevii ; V_f — viteza finală ; σ_0 — limita de plasticitate la întindere ; m — coeficientul de frecare ; η — coeficientul de viscozitate ; L — lungimea matriței în porțiunea de calibrare.

Pentru a putea controla grosimea finală a țevii s-a adoptat configurația de mișcare axial simetrică din figura 1, raportată la un sistem de coordonate cilindrice (R, θ, Z).

Se admite că materialul este supus deformării numai în regiunea Ω_{II}. În afara regiunii Ω_{II} materialul se presupune rigid, adică atît în Ω_I ocupată înainte de intrare în matriță, cît și în Ω_{III}, la ieșirea din matriță. Zonele de deformare sînt separate de suprafețele conice Γ_1 (generată de DB) și Γ_2 (generată de AC). Pe aceste suprafețe cîmpul vitezelor admite discontinuități de primul ordin. Se admite că materialul este incompresibil, iar procesul izoterm.

Cîmpul vitezelor. Fie $B = (\bar{u}_R, \bar{u}_\theta, \bar{u}_z)$ baza naturală atașată unui punct oarecare M. Se consideră următorul cîmp de viteze :

$$\bar{V}(M) = \begin{cases} -\bar{v}_0\,\bar{u}_z, & M \in \Omega_I,\ v_0 = \text{const.} \\ -v(R)\sin\alpha\,\bar{u}_R - v(R)\cos\alpha\,\bar{u}_z, & M \in \Omega_{II} \\ -v_f\,\bar{u}_z, & M \in \Omega_{III},\ v_f = \text{const.} \end{cases} \tag{1}$$

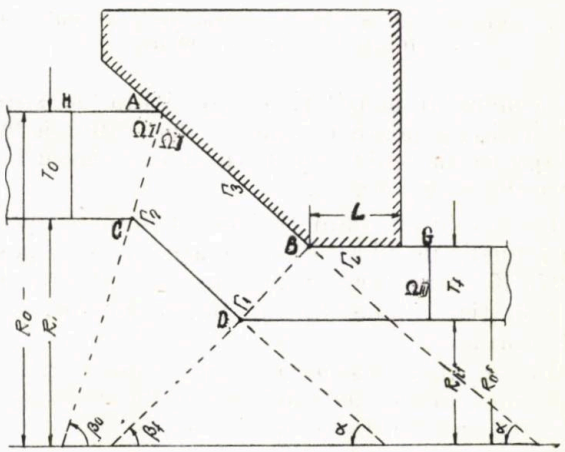


Fig. 1. Geometria și cinematica mișcării conice axial simetrică

Din condițiile de continuitate a componentelor normale ale cîmpului $\bar{V}$ pe suprafețele de discontinuitate Γ_1, Γ_2 și din condiția de incompresibilitate rezultă [1] :

$$v(R) = R_{0f}\,v_f\,\frac{\sin\beta_f}{\sin(\alpha+\beta_f)}\cdot\frac{1}{R} \tag{2}$$

Tensorul vitezelor de deformație

$$\begin{aligned} \dot{\varepsilon}_{RR} &= \frac{\partial v_R}{\partial R} = R_{0f}\,v_f\,\frac{\operatorname{tg}\alpha}{\operatorname{tg}\alpha\operatorname{ctg}\beta_f+1}\,\frac{1}{R^2} \\ \dot{\varepsilon}_{\theta\theta} &= \frac{v_R}{R} = -R_{0f}\,v_f\,\frac{\operatorname{tg}\alpha}{\operatorname{tg}\alpha\operatorname{ctg}\beta_f+1}\,\frac{1}{R^2} \\ \dot{\varepsilon}_{zz} &= 0 \\ \dot{\varepsilon}_{\theta z} &= 0 \\ \dot{\varepsilon}_{zR} &= \frac{1}{2}\,\frac{\partial v_z}{\partial R} = \frac{1}{2}\,R_{0f}\,v_f\,\frac{1}{\operatorname{tg}\alpha\operatorname{ctg}\beta_f+1}\,\frac{1}{R^2} \\ \dot{\varepsilon}_{R\theta} &= 0 \end{aligned} \tag{3}$$

Ecuații constitutive. Se adoptă două ipoteze asupra comportării reologice a materialului în regiunea Ω_Π : ipoteza (I_1) în care materialul este presupus perfect plastic de tip Saint—Venant —Lévy — Mises cu condiția de curgere a lui Mises și ipoteza (I_2) în care materialul este presupus rigid-vîscoplastic de tip Bingham, admițînd tot o condiție de curgere de tip Mises.

Fie e_{ij} și s_{ij} tensorii deviatori ai deformației și respectiv tensiunii, dați în funcție de tensorul deformației ε_{ij} și al tensiunii σ_{ij} de :

$$e_{ij} = \varepsilon_{ij} - \frac{1}{3}\varepsilon_{hh}\delta_{ij} \tag{4}$$

$$s_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3}\sigma_{hh}\delta_{ij},\ (i,j = 1,2,3) \tag{5}$$

Ecuația constitutivă a modelului Bingham [2], [3] este dată de :

$$\dot{e}_{ij} = \begin{cases} 0 & ,\ \Pi_s \leqslant k^2 \\ \dfrac{1}{2\eta}\left(1 - \dfrac{K}{\sqrt{\pi_s}}\right) s_{ij}, & \Pi_s > k^2 \end{cases} \tag{6}$$

unde $\Pi_s = \dfrac{1}{2}\, s_{ij}\, s_{ij}$ (al doilea invariant al deviatorului tensiunii), iar k este limita de curgere la forfecare pură. Se ia $k = \dfrac{\sigma_0}{3}$. Cum materialul este presupus incompresibil, $\dot{e}_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij}$. Fie $\Pi_{\dot{\varepsilon}} = \dfrac{1}{2}\,\dot{\varepsilon}_{ij}\,\dot{\varepsilon}_{ij}$, al doilea invariant al tensorului vitezelor de deformare.

Din (3) — (6) se deduce :

$$\dot{\varepsilon}_{RR} = \frac{1}{4\eta}\left(\eta - \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}\sqrt{\Pi_s}}\right)(\sigma_{RR} - \sigma_{\theta\theta}) \tag{7}$$

$$\dot{\varepsilon}_{\theta\theta} = -\,\dot{\varepsilon}_{RR}$$

$$\dot{\varepsilon}_{Rz} = \frac{1}{2\eta}\left(1 - \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}\sqrt{\Pi_s}}\right)\sigma_{Rz} \tag{8}$$

$$\Pi_s^2 = \frac{1}{4}(\sigma_{RR} - \sigma_{\theta\theta})^2 + \sigma_{zR}^2$$

Ținînd seamă de (3) se găsește :

$$\sqrt{\Pi_{\dot{\varepsilon}}} = \frac{A^2}{R^4},\ A = R_{0f}\, v_f \frac{\sqrt{\operatorname{tg}^2\alpha + \dfrac{1}{4}}}{\operatorname{tg}\alpha\,\operatorname{ctg}\beta_f + 1} \tag{9}$$

$$\sqrt{\Pi_s} = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} + 2\eta\frac{A}{R^2} \tag{10}$$

Metoda de calcul al forței de tragere. Cîmpul tensiunilor nefiind cunoscut în Ω_Π se folosește teorema puterii totale consumate [4], pentru calculul aproximativ al forței de tragere $F = \Pi(R_{0f}^2 - R_{if}^2)\,\sigma_{xf}$, unde s-a notat $\sigma_{RR} = \sigma_{xf}$, $Z < Z_B$. Se notează $\sigma_{xb} = \sigma_{RR}$, $Z > Z_B$.

Scriind puterea totală consumată în procesul de deformare a unei porțiuni din material $\Omega \supset \Omega_\Pi$, cu frontiera S, se obține :

$$\iiint_\Omega \sigma_{ij}\,\dot{\varepsilon}_{ij}\,d\omega + \iint_{\Gamma_1} \bar{\sigma}_i[\bar{v}_i]\,ds + \iint_{\Gamma_2} \bar{\sigma}_i[\bar{v}_i]\,ds - \iint_S \bar{\sigma}_i\,\bar{v}_i\,ds = 0 \tag{11}$$

unde s-a notat cu $[\bar{v}_i]$ saltul cîmpului de viteze la traversarea suprafețelor Γ_1 și Γ_2, iar $\bar{\sigma}_i$ vectorul tensiune.

Se delimitează domeniul Ω prin plane perpendiculare pe axa OZ; $Z = Z_H$, $Z = Z_G$.

Cum $\sigma_{ij}\,\dot{\varepsilon}_{ij} = \dfrac{2\sigma_0}{\sqrt{3}}\sqrt{\Pi_{\dot{\varepsilon}}} + 4\eta\,\Pi_{\dot{\varepsilon}}$ se deduce din [1] :

$$\iiint_\Omega \sigma_{ij}\,\dot{\varepsilon}_{ij}\,d\omega = \frac{2}{\sqrt{3}}\Pi\sigma_0 v_f R_{0f}^2\,\gamma\left[1 - \left(\frac{R_1}{R_0}\right)^2\right]\sqrt{\varepsilon_{RR}^2 + \varepsilon_{RR}\,\varepsilon_{\theta\theta}} + 4\Pi\eta A^2\left\{\left(\frac{1}{R_{if}} - \frac{1}{R_{0f}}\right)(\operatorname{ctg}\alpha + \operatorname{ctg}\beta_f) + \left(\frac{1}{R_0} - \frac{1}{R_i}\right)(\operatorname{ctg}\alpha + \operatorname{ctg}\beta_f)\right\} \tag{12}$$

unde $\varepsilon_{RR} = \ln\left(\dfrac{R_{0f}}{R_0}\,\gamma\right)$, $\varepsilon_{\theta\theta} = \ln\left(\dfrac{R_{0f}}{R_0}\right)$

$$\gamma = \frac{1 + \operatorname{tg}\alpha\operatorname{cotg}\beta_0}{1 + \operatorname{tg}\alpha\operatorname{cotg}\beta_f} \simeq \frac{R_{0f} - R_{if}}{R_0 - R_i}$$

Pentru calculul integralei $\iint_{\Gamma_1} \bar{\sigma}_i[\bar{v}_i]\,ds$ se majorează componenta tangențială a vectorului tensiune pe Γ_1 cu $\sqrt{\Pi_s}$. Cum $[v_t]_{\Gamma_1} = v_0\cos\beta_0 \cdot \left[1 - \dfrac{\operatorname{tg}\beta_0}{\operatorname{tg}(\alpha + \beta_0)}\right]$ unde v_t este componenta tangențială a vectorului viteză, se deduce :

$$\iint_{\Gamma_1} \bar{\sigma}_i\,[\bar{v}_i]\,ds = \frac{2}{\sqrt{3}}\Pi\sigma_0 v_f R_{0f}^2\left(1 - \frac{R_i}{R_0}\right)\cdot \gamma[\operatorname{ctg}\beta_f - \operatorname{ctg}(\alpha + \beta_f)] + 4\eta\,\Pi v_f A(\operatorname{ctg}\beta_f - \operatorname{ctg}(\alpha + \beta_f))\ln\frac{R_{0f}}{R_{if}} \tag{14}$$

Pentru calculul integralei $\iint_{\Gamma_2} \bar{\sigma}_i[\bar{v}_1]\,ds$ se va ține seamă că $[\bar{v}_t]_{\Gamma_2} = v_0 \cos\beta_0 \left[1 - \frac{\operatorname{tg}\beta_0}{\operatorname{tg}(\alpha+\beta_0]}\right]$ și se deduce :

$$\iint_{\Gamma_2} \bar{\sigma}_i[\bar{v}_i]\,ds = \frac{2}{\sqrt{3}}\pi\sigma_0 v_f R_{0f}^2\left(1-\frac{R_i}{R_0}\right)\gamma[\operatorname{ctg}\beta_0 - \operatorname{ctg}(\beta+\beta_f)] + 4\pi\eta v_0 A(\operatorname{ctg}\beta_0 - \operatorname{ctg}(\alpha+\beta_0))\ln\frac{R_0}{R_i} \quad (15)$$

În ceea ce privește integrala $\iint_S \bar{\sigma}_i[\bar{v}_i]ds$ se va descompune frontiera S în următoarele porțiuni de suprafețe : suprafața conică Γ_3, generată de segmentul AB, suprafața cilindrică Γ_4, generată de segmentul BE, suprafața plană Γ_H, de ecuație $Z = Z_H$, suprafața plană Γ_G, de ecuație $Z = Z_G$.

Admițînd că pe suprafața interioară a țevii vectorul tensiune este nul, pe suprafața matriței Γ_3 presupusă rigidă are loc o frecare dată de componenta tangențială a vectorului tensiune :

$$\sigma_t = m\sqrt{\Pi_s}$$

starea de tensiune pe Γ_4 este la limita de plasticitate ; coeficienții de frecare pe Γ_3 și Γ_4 sînt egali, se deduce :

$$\iint_{\Gamma_3} m\sqrt{\Pi_s}\,v\,ds = \frac{2}{\sqrt{3}}\Pi m\sigma_0 v_f R_{0f}^2\frac{\sin\beta_f}{\sin\alpha\sin(\alpha+\beta_f)}\left(\frac{R_0}{R_{0f}}-1\right) + 4\Pi\eta m\frac{R_{0f}}{R_0}v_f A\frac{\sin\beta_f}{\sin\alpha\sin(\alpha+\beta_f)}\left(\frac{R_0}{R_{0f}}-1\right) \quad (16)$$

$$\iint_{\Gamma_4} \bar{\sigma}_i[\bar{v}_i]\,ds = \iint_{\Gamma_4} m\frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}v_f\,ds = \frac{2}{\sqrt{3}}\Pi m\sigma_0 v_f R_{0f} L \quad (17)$$

$$\iint_{\Gamma_G} \bar{\sigma}_i[\bar{v}_i]\,ds = \Pi v_f[R_{0f}^2 - R_{1f}^2]\sigma_{xf} \simeq v_f R_{0f}\left[1-\left(\frac{R_i}{R_0}\right)^2\right]\gamma\sigma_{xf} \quad (18)$$

și

$$\iint_{\Gamma_H} \bar{\sigma}_i[\bar{v}_i]\,ds = \Pi v_0[R_0^2 - R_i^2]\sigma_{xb} \simeq -\Pi v_f R_{0f}^2\left[1-\left(\frac{R_i}{R_0}\right)^2\right]\gamma\sigma_{xb} \quad (19)$$

Înlocuind în (11) și împărțind cu $\frac{2}{\sqrt{3}}\sigma_0\Pi v_f R_{0f}^2 \cdot \left[1-\left(\frac{R_i}{R_0}\right)^2\right]\gamma$, se obține :

$$\frac{\sigma_{xf}}{(2/\sqrt{3})\sigma_0} = \frac{\sigma_{xb}}{(2/\sqrt{3})\sigma_0} + A_3 + B_3 \quad (20)$$

unde :

$$A_3 = \sqrt{\varepsilon_{RR}^2 + \varepsilon_{RR}\varepsilon_{\theta\theta} + \varepsilon_{\theta\theta}^2} + \frac{\operatorname{ctg}\beta_0 - \operatorname{ctg}(\alpha+\beta_0) + \operatorname{ctg}\beta_f - \operatorname{ctg}(\alpha+\beta_f)}{1 + R_i/R_0} + \frac{m}{[1-(R_i/R_0)^2]\gamma}\left[\frac{L}{R_{0f}} + \frac{\sin\beta_f}{\sin\alpha\sin(\alpha+\beta_f)}\left(\frac{R_0}{R_{0f}}-1\right)\right] \quad (21)$$

$$B_3 = \frac{2\sqrt{3}\eta v_f}{\sigma_0\left[1-\left(\frac{R_i}{R_0}\right)^2\right]R_{0f}\gamma}\left[\left(\frac{R_{0f}}{R_{if}}-1\right)\cdot(\operatorname{ctg}\alpha+\operatorname{ctg}\beta_f) + R_{0f}\left(\frac{1}{R_0}-\frac{1}{R_i}\right)\cdot(\operatorname{ctg}\alpha+\operatorname{ctg}\beta_0) + \frac{A}{R_{0f}v_f}(\operatorname{ctg}\beta_f - \operatorname{ctg}(\alpha+\beta_f))\ln\frac{R_{0f}}{R_{if}} + \frac{v_0}{v_f^2 R_{0f}}A(\operatorname{ctg}\beta_0 - \operatorname{ctg}(\alpha+\beta_f))\ln\frac{R_0}{R_i} + \frac{m}{v_f R_0}A\frac{\sin\beta_f}{\sin\alpha\sin(\alpha+\beta_f)}\left(\frac{R_0}{R_{0f}}-1\right)\right] \quad (22)$$

Formula (20) generalizează formula dată de Avitzur în [1] pentru modelul reologic Bingham și dă un majorant al soluției exacte.

Dacă în (20) se pune $\eta = 0 \Rightarrow B_3 = 0$, se deduce formula :

$$\frac{\sigma_{xf}}{(2/\sqrt{3})\sigma_0} = \frac{\sigma_{xb}}{(2/\sqrt{3})\sigma_0} + A_3 \quad (23)$$

valabilă pentru tragerea tuburilor cu pereți subțiri, adică $R_0 - R_i \leqslant R_0$ [6].

Calculele numerice ce însoțesc studiul folosesc formula (20), optimizînd procesul de tragere prin variația diferiților parametri.

Studiul comparativ al soluțiilor problemei tragerii țevilor pentru diferiți parametri

Studiul comparativ al soluțiilor problemei tragerii țevilor se face pentru diferiți parametri și două viteze de tragere, pentru două tipuri de aliaj de aluminiu și anume : aliaj 5052

și aliaj 6061. În acest scop se dau exemple numerice pentru aceste tipuri de aliaje pentru care, pe baza unui program scris în limbajul FORTRAN, s-a calculat forța minimă de tragere F dată de formula (20) și tensiunea relativă de tragere σ_{xf}/σ_0 în funcție de diferiți parametri și anume: semiunghiul α, raportul T_f/T_0, raportul R_i/R_0, coeficientul de frecare m, reducerea relativă calculată cu formula:

$$\delta\,\% = 100\left[1 - \left(\frac{R_{0f}}{R_0}\right)^2\right]$$

Programul calculează, de asemenea, și unghiurile optime β_0 și β_f corespunzătoare forței de tragere minime.

Variația tensiunii relative de tragere $\frac{\sigma_{xf}}{\sigma_0}$ în funcție de semiunghiul α al matriței, pentru diferite reduceri, două viteze de tragere, $R_i/R_0 = 0{,}86$ este ilustrată în figura 2.

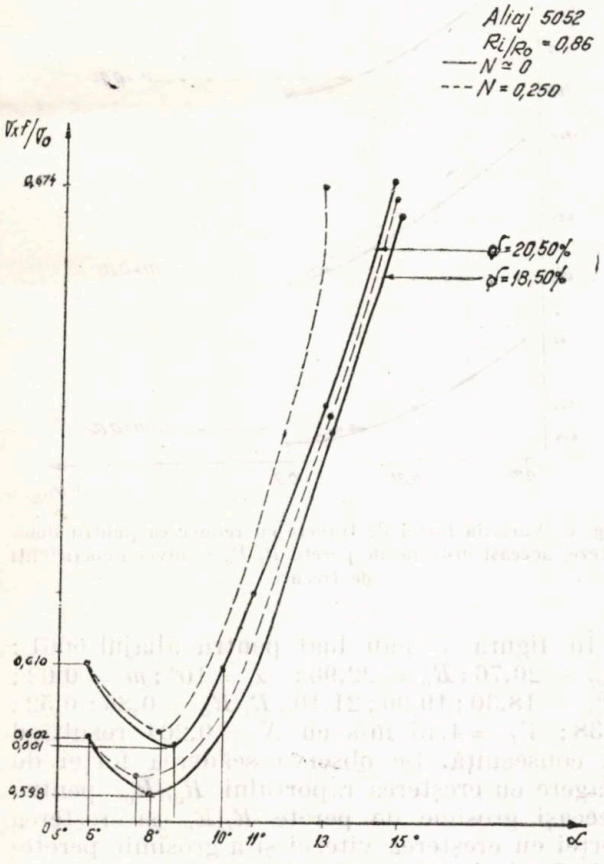


Fig. 2. Variația tensiunii relave de tragere în funcție de α pentru diverse reduceri și viteze și $R_i/R_0 = 0{,}86$

Pentru trasarea acestui grafic s-a considerat aliajul 5052 și s-au introdus următoarele constante: $R_{0f} = 15$ mm; $T_f = 2$ mm; $\sigma_0 = 27{,}7$ daN/mm²; $\sigma_{xb} = 0$; $\eta = 0{,}234$ MNm²S $L = 20$ mm; $m = 0{,}03$. S-au considerat pentru reducere valorile 18,50 % și 20,50 %. Cazul vitezelor foarte mici $N \simeq 0$ se compară cu cazul $N = 0{,}250$ ce corespunde vitezei de lucru de 4,45 m/s. Se reamintește că N este parametrul eficacității vitezei și este dat de:

$$N = \frac{V_f \cdot \eta}{\sigma_0 R_{0f}}$$

Se observă că odată cu creșterea vitezei crește și forța de tragere, în timp ce unghiul α optim scade și această creștere este mai pronunțată pentru reduceri mai mari. Figura 3 reprezintă același studiu, însă pentru o țeavă cu perete mai gros $R_i/R_0 = 0{,}52$. Se constată o mai pronunțată influență a vitezei asupra tensiunii relative de tragere și pentru unghiuri α mai mari.

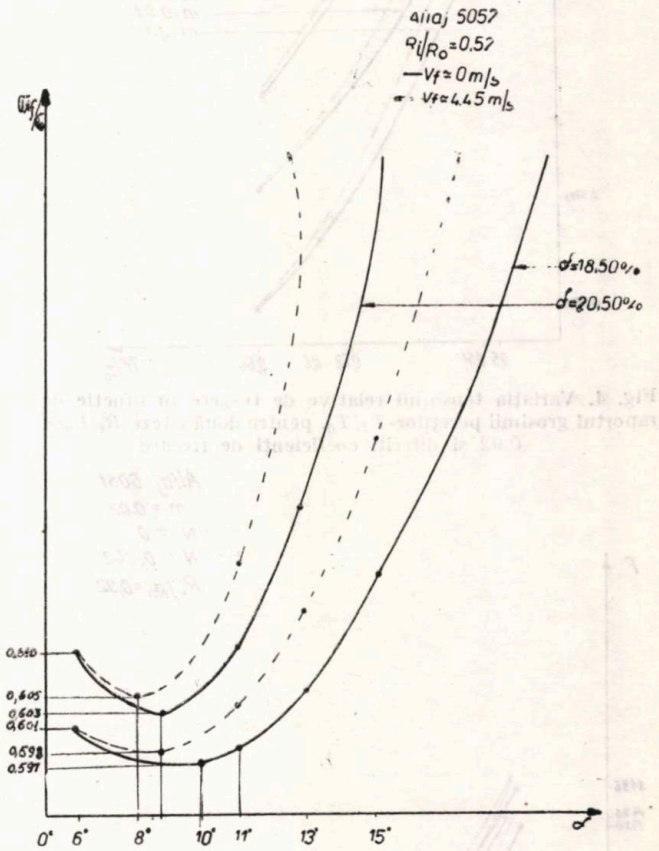


Fig. 3. Variația tensiunii relative de tragere în funcție de α pentru diverse reduceri și viteze și $R_i/R_0 = 0{,}52$

Variația tensiunii relative de tragere respectiv a forței de tragere în funcție de raportul grosimii pereților T_f/T_0 pentru două viteze și raportul razelor $R_i/R_0 = 0{,}92$ este reprezentată în figurile 4 și 5. În figura 5 s-a considerat aliajul 6061 cu $R_{0f} = 17{,}53$; $T_f = 1{,}40$; $\alpha = 8°$, $\sigma_0 = 24{,}5$ daN/mm². Pentru reducere s-au luat valorile: 18,56 %; 19,76 % și 22,94 %. S-au trasat trei curbe pentru trei valori ale coeficientului de frecare m și anume: 0,02; 0,03 și

0,04 pentru $N \simeq 0$ și corespunzătoarele lor pentru $N = 0{,}242$.

Se observă că, pentru același raport T_f/T_0, forța relativă de tragere crește odată cu coeficientul de frecare și cu viteza. În figura 5 s-a menținut constant coeficientul de frecare m și s-au trasat diferite curbe pentru diferite unghiuri α. Se observă că forța crește pentru același coeficient de frecare cu scăderea unghiului α.

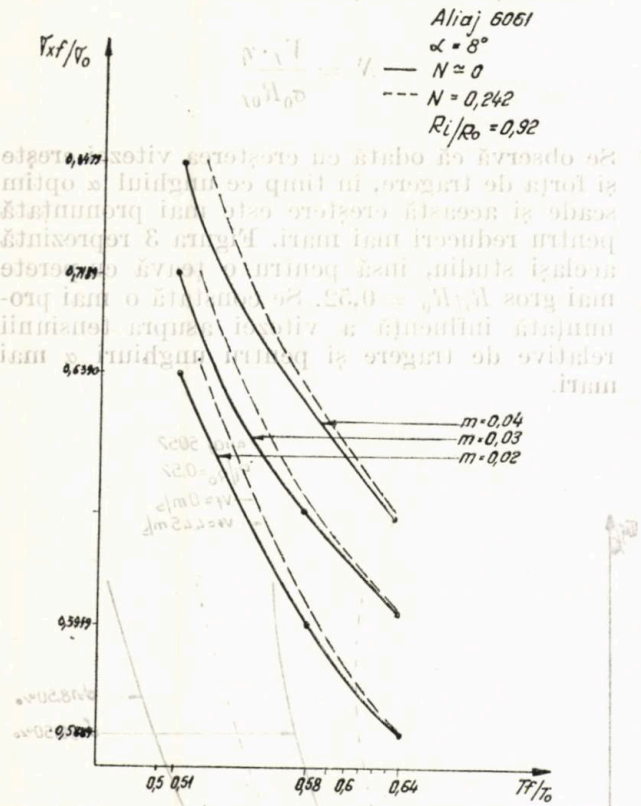


Fig. 4. Variația tensiunii relative de tragere în funcție de raportul grosimii pereților T_f/T_0, pentru două viteze $R_i/R_0 = 0{,}92$ și diferiți coeficienți de frecare

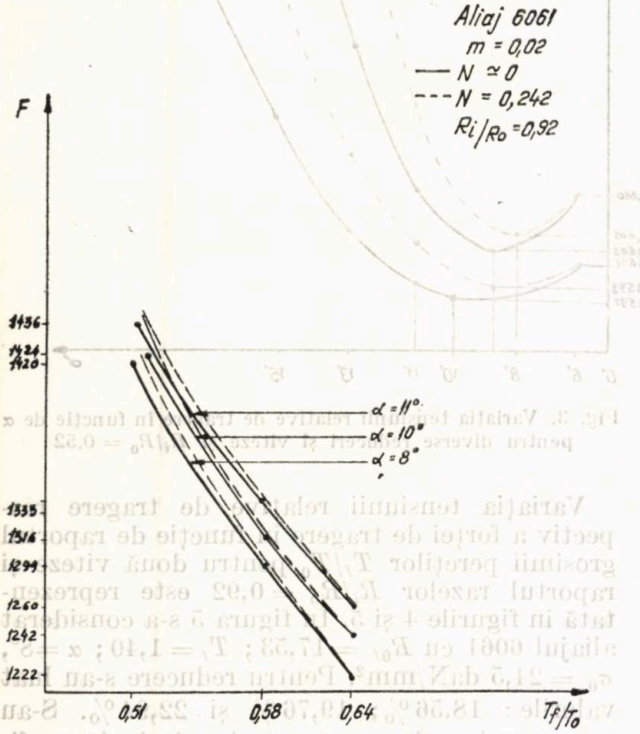


Fig. 5. Variația forței de tragere F în funcție de T_f/T_0, pentru două viteze $R_i/R_0 = 0{,}92$ și diferite unghiuri α

Figura 6 ilustrează variația forței de tragere F în funcție de raportul R_{0f}/R_0, adică de reducere, aceeași grosime de perete $R_i/R_0 = 0{,}86$ și două viteze. Se studiază aliajul 5052 cu $R_{0f} = 15$ mm; $R_0 = 16{,}62$ mm; $\alpha = 6°$; $m = 0{,}02$; $m = 0{,}03$ și $m = 0{,}04$; $\delta\% = 18{,}50$; 19,40; 20,50.

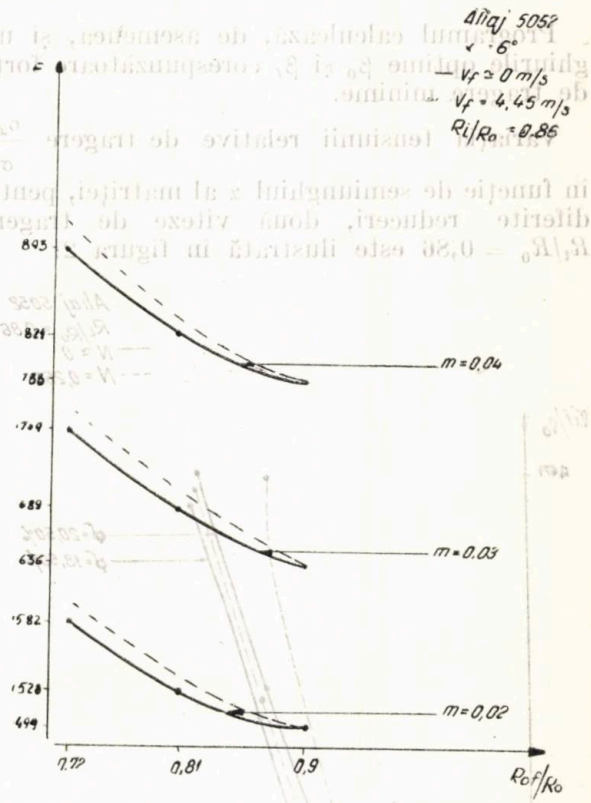


Fig. 6. Variația forței de tragere cu reducerea pentru două viteze, aceeași grosime de perete R_i/R_0 și diverși coeficienți de frecare

În figura 7 s-au luat pentru aliajul 6061: $R_{0f} = 20{,}76$; $R_0 = 22{,}96$; $\alpha = 10°$; $m = 0{,}02$; $\delta\% = 18{,}30$; 19,00; 21,10; $R_i/R_0 = 0{,}86$; 0,52; 0,38; $V_f = 4{,}45$ m/s cu $N = 0{,}204$ rezultînd în consecință. Se observă scăderea forței de tragere cu creșterea raportului R_{0f}/R_0, pentru aceeași grosime de perete R_i/R_0, și creșterea forței cu creșterea vitezei și a grosimii peretelui. Variația tensiunii relative de tragere în funcție de raportul razelor R_i/R_0, pentru două viteze, este dată în figura 8. S-a considerat pentru aliajul 5052: $\alpha = 8°$; 10°; 12°; $m = 0{,}03$; $V_f = 4{,}45$ m/s. Se constată că tensiunea relativă de tragere crește cu scăderea unghiului α pe măsură ce raportul R_i/R_0 crește și este cu atît mai mare, cu cît viteza este mai mare, iar pentru același unghi α crește și cu reducerea

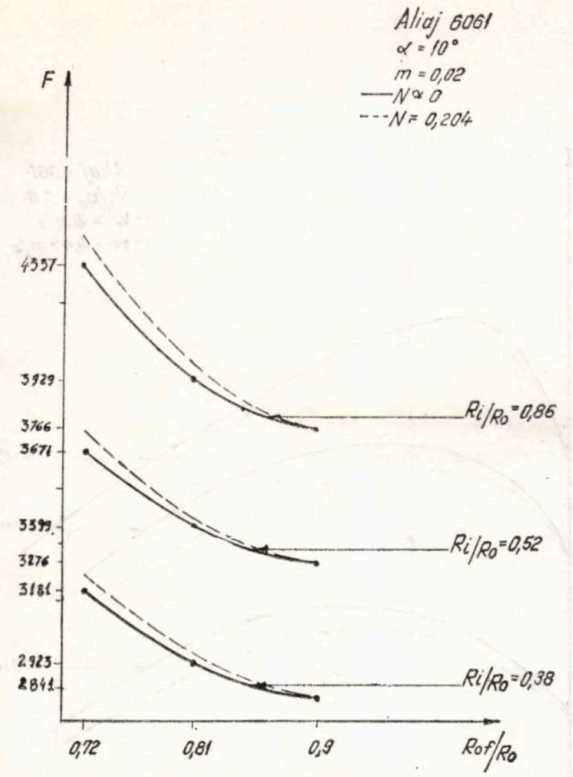


Fig. 7. Variația forței de tragere cu reducerea pentru două viteze, același coeficient de frecare, diverse grosimi de perete

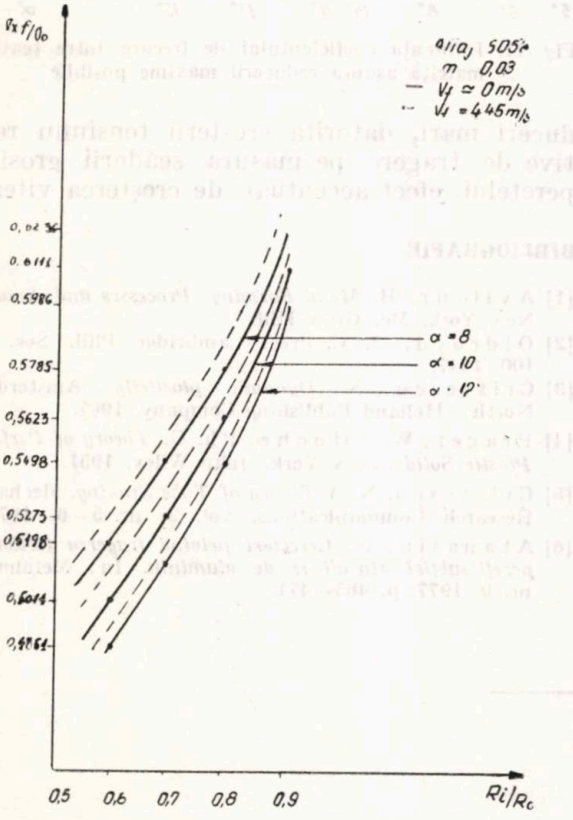


Fig. 8. Variația tensiunii relative de tragere în funcție de raportul razelor R_i/R_0, pentru două viteze, același coeficient de frecare și diferite unghiuri α

Influența coeficientului de frecare asupra dependenței tensiunii relative de tragere de raportul R_i/R_0 este dată în figura 9. Se observă creșterea substanțială a tensiunii de tragere cu coeficientul de frecare și cu viteza.

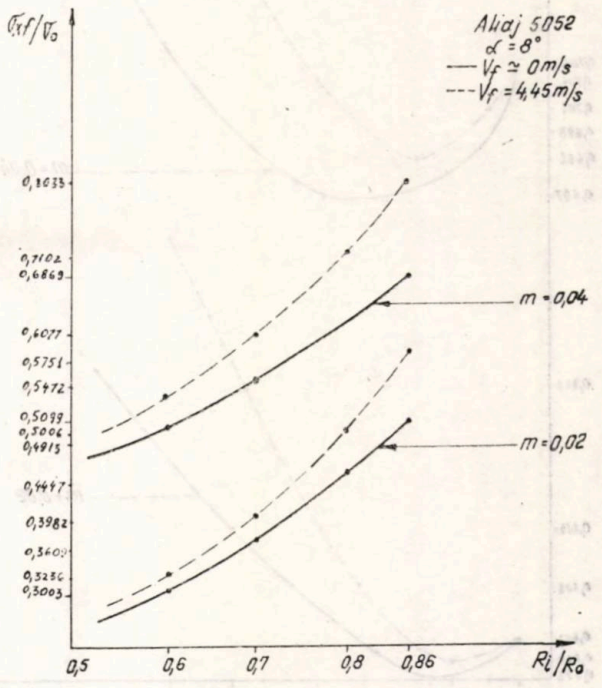


Fig. 9. Variația tensiunii de tragere în funcție de raportul R_i/R_0 pentru același unghi α, diverși coeficienți de frecare, două viteze

Influența coeficientului de frecare asupra dependenței tensiunii relative de tragere de unghiul α este dată în figura 10.

S-a studiat aliajul 5052 cu $m = 0{,}03$; $0{,}04$; $\delta\,\% = 18{,}50$; $V_f = 4{,}45$ m/s. Se observă că odată cu creșterea lui m, $\frac{\sigma_{xf}}{\sigma_0}$ crește, iar unghiul α optim se modifică. Astfel pentru $m = 0{,}02$, unghiul $\alpha_{opt} = 8°$, iar pentru $m = 0{,}04$, $\alpha_{opt} = 11°$. Odată cu creșterea vitezei scade unghiul α optim pentru același coeficient de frecare m.

Figura 11 arată care este unghiul α ce corespunde unei reduceri maxime posibile pentru țevi cu grosimea peretelui $R_i/R_0 = 0{,}8$, diverși coeficienți de frecare și două viteze. S-a luat un aliaj 6061 cu $m = 0{,}02$; $0{,}03$; $0{,}04$ și $\delta\,\% = 19{,}38$; $22{,}73$; $23{,}43\,\%$. Se observă că unghiul α optim variază cu viteza și cu reducerea. În ceea ce privește coeficientul de frecare se constată că odată cu creșterea lui crește unghiul α optim, iar reducerile maxime posibile scad.

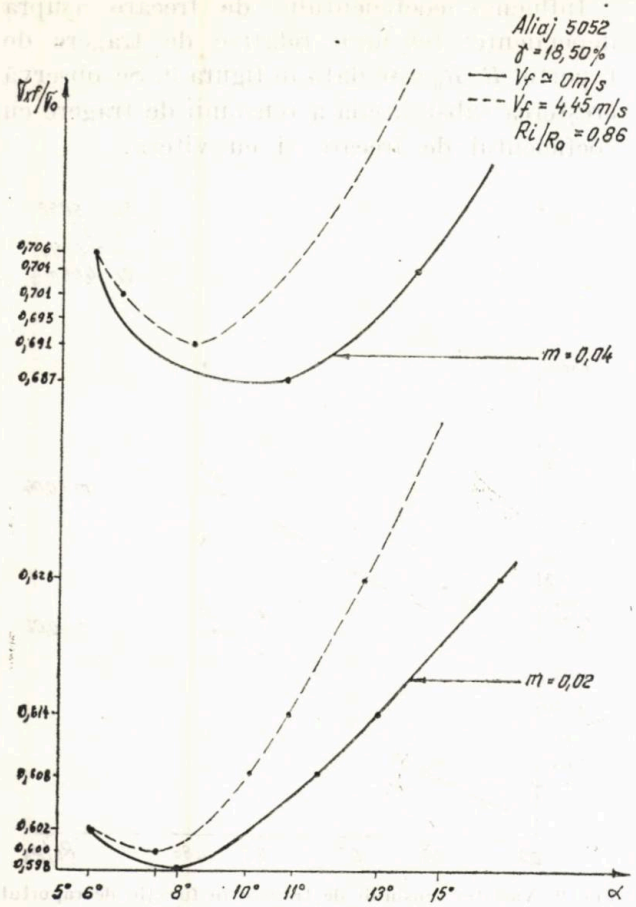


Fig. 10. Variaţia tensiunii relative de tragere cu unghiul α pentru diverşi coeficienţi de frecare, două viteze

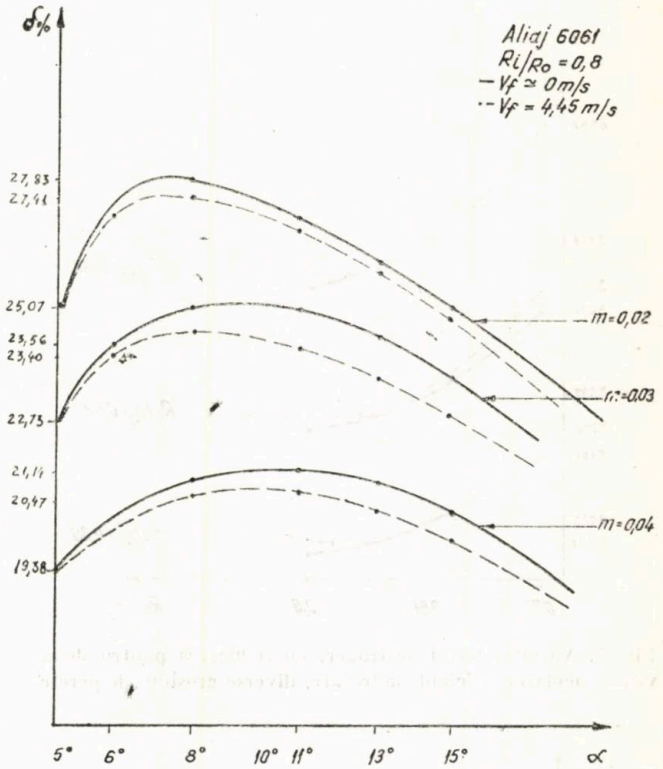


Fig. 11. Influenţa coeficientului de frecare între ţeavă şi matriţă asupra reducerii maxime posibile

Concluzii

Rezultatele prezentate conduc la concluzia că viteza de lucru are o foarte mare influenţă asupra soluţiei problemei tragerii ţevilor, în sensul că odată cu creşterea ei se modifică aproape toţi parametrii ce intervin în teoria tragerii ţevilor. Astfel, odată cu creşterea vitezei creşte şi forţa de tragere, descreşte unghiul α optim, iar reducerea maximă posibilă scade. O mare influenţă o are şi coeficientul de frecare, creşterea lui ducînd la creşterea unghiului α optim. De asemenea grosimea peretelui joacă un rol important, modificările menţionate mai sus accentuîndu-se pentru ţevi cu grosimi mari. Ţevile subţiri nu pot fi trase cu viteze mari şi nici cu reduceri mari, datorită creşterii tensiunii relative de tragere pe măsura scăderii grosimii peretelui, efect accentuat de creşterea vitezei.

BIBLIOGRAFIE

[1] Avitzur, B. *Metal Forming. Processes and Analysis* New York, Mc. Graw Hill.

[2] Oldroyd, J. C. Proc. Cambridge Phil. Soc. 43, 100, 1947.

[3] Cristescu, N. *Dynamic plasticity*, Amsterdam, North – Holland Publishing Company, 1967.

[4] Prager, W. şi Hodhe, Ph. G. *Theory of Perfectly Plastic Solids*. New York, John Wiley, 1951.

[5] Cristescu, N. *A Theory of Tube Sinking*. Mechanics Research Communications, vol. 2, nr. 5–6, 1975.

[6] Atanasiu, N. *Cercetări privind tragerea ţevilor cu pereţi subţiri din aliaje de aluminiu*. În: Metalurgia, nr. 9, 1977, p. 465–471.

Mat. Victoria Ciucu şi mat. I. Ciucu
C.C.P.T.Al. — Slatina

Studiul procesului de întindere continuă a benzilor din aluminiu şi aliaje de aluminiu pe o instalaţie specială

CZ : 539.374—418 : 669.71

Întrucît cerinţele privind calitatea benzilor din aluminiu şi aliaje de aluminiu au crescut foarte mult este necesară asigurarea unor condiţii tehnice optime pentru a se obţine caracteristici corespunzătoare ale benzilor. Astfel viteza liniei de întindere a benzii este corelată cu proprietăţile fizico-mecanice ale diferitelor tipuri de aluminiu şi aliaje de aluminiu dar şi cu posibilităţile tehnologice ale liniei de întindere privind distanţa dintre seturile de role, dimensiunile rolei, caracteristicile materialelor constituente ale acesteia etc.

Lucrarea de faţă abordează cîteva aspecte ale acestui proces complex de întindere şi uniformizare a tablei şi anume precizarea deformaţiilor ce apar la trecerea benzii prin instalaţie şi modalităţile prin care se asigură condiţii optime pentru obţinerea unor caracteristici corespunzătoare ale benzii supuse întinderii.

Deformaţia benzii între rolele de îndreptare. La trecerea benzii printre primele seturi de role ce au rol de antrenare şi îndreptare a acesteia are loc un proces de deformare a benzii ce determină apariţia deformaţiilor de structură. Astfel anizotropia creată încă de la laminarea benzii este accentuată prin apariţia acestor deformaţii. Pentru a reda deformaţiile ce apar la îndoire, în figura 1 se prezintă un element de bandă supus la îndoire pe rolă.

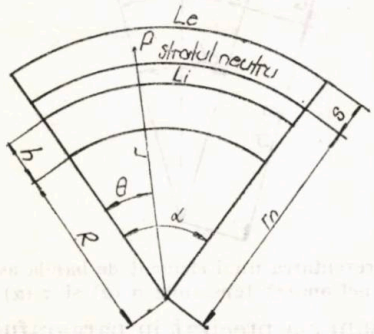


Fig. 1. Reprezentarea unui element de bandă după îndoirea acestuia pe rola de îndreptare

Se fac următoarele notaţii :

h este grosimea mantalei rolei ;
s — grosimea benzii ;
R — raza miezului rolei ;
α — unghiul de înfăşurare (în radiani) ;
L — unitatea de lungime iniţială a benzii.

După îndoirea benzii pe rolă, elementul de bandă trece din poziţia plană într-o formă de sector circular. Lungimea exterioară Le a elementului de bandă de lungime iniţială L are după deformare valoarea :

$$Le = \alpha(R + h + s) \tag{1}$$

iar lungimea interioară Li are valoarea :

$$Li = \alpha(R + h) \tag{2}$$

De asemenea grosimea tablei s devine $s + ds$, iar unghiul de înfăşurare α devine $\alpha + d\alpha$. Distanţa de la centrul rolei la stratul neutru al benzii se notează cu r_n şi după îndoirea benzii se exprimă cu relaţia :

$$r_n = \sqrt{(R + h)(R + h + s)} \tag{3}$$

Fie P un punct aparţinînd elementului de bandă considerat. Pentru a reda componentele îndoirii benzii pe rolă se folosesc coordonatele cilindrice r şi θ, aşa cum se arată în figura 1.

Deplasarea punctului P se exprimă prin două componente [1] şi anume componenta tangenţială $U(\theta)$ care se exprimă prin relaţia :

$$U(\theta) = (r - r_n)\frac{\theta}{\alpha}\, d\alpha \tag{4}$$

şi componenta radială $U(r)$ care este în funcţie numai de coordonata r. Se definesc de asemenea creşterile logaritmice ale deformaţiilor ce apar în punctul P şi anume :

$$d\bar{\varepsilon}_r = \frac{dU(r)}{dr} \tag{5}$$

şi

$$d\bar{\varepsilon}_\theta = \frac{U(r)}{r} + \frac{1}{r}\frac{dU(\theta)}{d\theta} \tag{6}$$

unde $U(r)/r$ este aşa-numita deformaţie unghiulară care este funcţie numai de deplasarea radială, iar termenul $(1/r)\cdot(dU(\theta))/d\theta)$ este componenta deplasării de care depinde deplasarea unghiulară. Diferenţiind ecuaţia (4) în raport cu θ şi introducînd aceasta în condiţia de invarianţă a volumului rezultă formula deplasării radiale a punctului P :

$$U(r) = \frac{C}{r} - \frac{d\alpha}{\alpha}\left(\frac{r}{2} - r\right) \tag{7}$$

unde C este o constantă de integrare. Aceasta se determină din condiţia ca deformaţia $d\bar{\varepsilon}_\theta$ pentru stratul neutru să fie nulă. Rezultă:

$$C = -\frac{r_n^2}{2\alpha} \tag{8}$$

Înlocuind relaţiile (3) şi (8) în relaţia (7) rezultă componenta deplasării radiale $U(r)$ de forma:

$$U(r) = \frac{(R+h)(R+h+s)}{2\alpha r} - \frac{d\alpha}{\alpha}\left(\frac{r}{2} - \sqrt{(R+h)(R+h+s)}\right) \tag{9}$$

De asemenea, înlocuind relaţia (3) în relaţia (4) rezultă componenta deplasării tangenţiale $U(\theta)$:

$$U(\theta) = \left(r - \sqrt{(R+h)(R+h+s)}\right)\frac{\theta}{\alpha}\,d\alpha \tag{10}$$

Aşadar în timpul îndoirii benzii apar deformaţii ce influenţează pregnant deformarea ulterioară a acesteia prin întindere, deoarece deformările $U(r)$ şi $U(\theta)$ devin deformări remanente pentru bandă, care trebuie să fie reconsiderate la deformările ce apar prin întindere. Din relaţiile (9) şi (10) se constată de asemenea influenţa unghiului de înfăşurare a dimensiunilor rolei şi grosimii benzii asupra mărimii deformaţiilor.

Tensiuni şi deformaţii ale benzii între rolele de întindere. După trecerea benzii printre rolele de îndreptare are loc întinderea propriu-zisă a sa care se realizează prin crearea unei tensionări diferenţiate între cele două dispozitive ale instalaţiei de întindere.

Pentru a descrie tensiunile şi deformaţiile ce apar la întinderea benzii se fac următoarele notaţii:

$\sigma(\alpha)$ este tensiunea din bandă;
σ_1 — tensiunea în primul punct de contact al benzii cu rola de întindere;
σ_2 — tensiunea în ultimul punct de contact dintre bandă şi rolă;
$\tau(\alpha)$ — tensiunea tangenţială la suprafaţa de contact bandă-rolă;
$P(\alpha)$ — presiunea exercitată de bandă pe rolă;
α_2 — unghiul total de înfăşurare;
E_B — modulul de elasticitate al benzii;
E_M — modulul de elasticitate transversal al mantalei rolei;
μ — coeficientul de frecare prin alunecare bandă-manta-rolă;
μ_0 — coeficientul de frecare limită.

Există două aspecte ce pot apărea în procesul de întindere şi anume:

— banda de aluminiu este aderentă la mantaua rolei pe întreg domeniul de înfăşurare în cursul întinderii acesteia pe rolă;

— banda de aluminiu este aderentă pe manta pînă la un unghi α_g, cu $0 \leqslant \alpha_g \leqslant \alpha_2$ de la care începe alunecarea benzii pe mantaua rolei.

În primul caz întinderea benzii se face uniform, creîndu-se doar o anizotropie în sensul de întindere. În cel de-al doilea caz, întinderea benzii nu se face corect şi, ca urmare, apar deformaţii de structură sau chiar ruperea acesteia. Aceste zone de alunecare sînt provocate de necorelarea corespunzătoare dintre caracteristicile benzii (modulul de elasticitate, starea de ecruisare, grosimea, structura de laminare etc.), caracteristicile mantalei rolei (grosimea, modulul de elasticitate transversal, gradul de finisare a suprafeţei) şi viteza de întindere a benzii.

În figurile 2 şi 3 [2] se prezintă domeniul de înfăşurare a benzii pe rolă şi respectiv tensiunile ce apar la întindere, pentru a descrie componentele deformaţiilor şi tensiunilor.

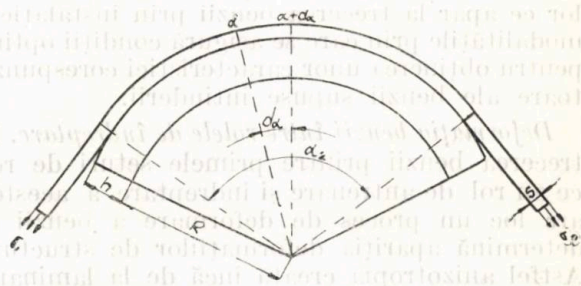


Fig. 2. Reprezentarea unui element de bandă după întinderea acestuia pe rola de întindere

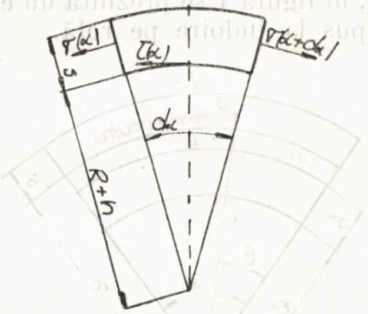


Fig. 3. Reprezentarea unui element de bandă asupra căruia acţionează tensiunile $\sigma(\alpha)$ şi $\tau(\alpha)$

După cum s-a precizat în paragraful anterior banda are deja o preîntindere ($U\theta$) din procesul de îndoire, care este exprimată prin relaţia (10).

Notînd cu $V(\theta)$ deplasarea tangenţială a mantalei rolei, cauzată de tensiunea tangenţială $\tau(\alpha)$ dintre bandă şi mantaua rolei în procesul de întindere, deformaţia de întindere $\varepsilon(\theta)$ se exprimă prin relaţia:

$$\varepsilon(\theta) = \frac{1}{R+h}\,\frac{dV(\theta)}{d\theta} \tag{11}$$

și deci alungirea finală $\varepsilon(\alpha, \theta)$ se exprimă astfel:

$$\varepsilon(\alpha, \theta) = U(\theta) + \varepsilon(\theta)$$

Conform relațiilor (10) și (11) se obține:

$$\varepsilon(\alpha, \theta) = (r - \sqrt{(R+h)(R+h+s)})\frac{\alpha}{\theta}\, d\alpha + \frac{1}{R+h}\frac{dV(\theta)}{d\theta} \tag{12}$$

Tensiunea $\sigma(\alpha)$ ce conduce la apariția deformațiilor de întindere se exprimă prin relația:

$$\sigma(\alpha) = \sigma_1 + (\sigma_g - \sigma_1)\frac{e^{K\alpha} - e^{-\alpha K}}{e^{K\alpha_g} - e^{-K\alpha_g}} \tag{13}$$

iar tensiunea tangențială $\tau(\alpha)$ și presiunea $p(\alpha)$ se exprimă respectiv prin relațiile:

$$\tau(\alpha) = \mu\left[\frac{S}{R+h}\left\{\sigma_1 + (\sigma_g - \sigma_1)\frac{e^{K\alpha} - e^{-K\alpha}}{e^{K\alpha_g} - e^{-K\alpha_g}}\right\}\right] \tag{14}$$

și

$$p(\alpha) = \frac{s}{R+h}\left\{\sigma_1 + (\sigma_g - \sigma_1)\frac{e^{K\alpha} - e^{-K\alpha}}{e^{K\alpha_g} - e^{-K\alpha_g}}\right\} \tag{15}$$

unde σ_g este tensiunea în punctul de la care începe alunecarea benzii pe mantaua rolei. Constanta K care intervine în relațiile de mai sus se exprimă prin relația:

$$K^2 = \frac{G_M}{E_B}\frac{h}{s}\left(\frac{R}{h} + 1\right)^2 \tag{16}$$

În domeniul de alunecare a benzii pe manta, tensiunea se exprimă astfel:

$$\sigma(\alpha) = \sigma_2 e^{\mu(\alpha - \alpha_2)} \tag{17}$$

Întinderea benzii se realizează corect dacă domeniul de înfășurare este domeniul de aderență totală a benzii pe manta.

Punînd această condiție, din relațiile de mai sus rezultă relația dintre parametrii ce descriu procesul de întindere, astfel încît aderența să fie perfectă:

$$\frac{G_M}{E_B}\cdot\frac{h}{s}\left(\frac{R}{h} + 1\right)^2 \leqslant \left(\frac{\mu_0}{1 - \sigma_1/\sigma_2}\right)^2 \tag{18}$$

Din această relație rezultă următoarele condiții pentru transformarea domeniului de înfășurare în domeniul de aderență: modulul de elasticitate transversal al mantalei rolei G_M trebuie să aibă o valoare în general mică, iar grosimea mantalei rolei h trebuie să fie suficient de mare.

De asemenea coeficientul de frecare limită bandă-manta trebuie să fie mare și acest fapt este în legătură cu calitatea materialului mantalei rolei și cu gradul de finisare a suprafeței benzii și mantalei. Raza miezului rolei R trebuie să aibă o valoare mică, iar valorile extreme ale tensiunii trebuie precizate între anumite limite pentru fiecare tip de bandă. Se constată de asemenea că cu cît modulul de elasticitate al benzii are o valoare mai mare, cu atît întinderea se face mai uniform. Prin determinări practice și ținînd seamă de aspectele teoretice privind deformarea benzii se poate exprima corelația dintre tensiunea σ_1, modulul de elasticitate al benzii și viteza liniei de întindere. Tensiunea σ_2 se va preciza în funcție de alegerea corespunzătoare a tensiunii σ_1 și de raportul de alungire propus inițial spre realizare.

De asemenea pentru instalațiile prevăzute în final cu role de embosare a benzii trebuie avută în vederea corelația dintre acești parametri și posibilitățile tehnologice ale instalației.

Exploatarea unei instalații de îndreptare — întindere a benzilor, ca de altfel și construcția unei astfel de instalații, trebuie să fie făcută în strînsă dependență cu fenomenele intrinseci ce se produc în banda respectivă, ca urmare a procesului de întindere cu cerințele privind calitatea finală a benzii.

BIBLIOGRAFIE

[1] Hoffman, O. și Sach, G. *Introduction to the Theory of Plasticity for Engineers.* New York Mc. Graw-Hill Book Company, Inc., 1953.

[2] Kerth, W., și Mack, K. *Kraftübertragung zwischen Rolle und Band an kontinuierlich arbeitenden Bandreckmaschinen.* În: Blech Rohre Profile, nr. 2, 1974.

[3] Avitzur, B. *Metal Forming: Processes and Analysis.* New York Mc. Graw-Hill Book Company, Inc., 1968.

Considerații privind durabilitatea cupelor folosite la mașinile de turnat fontă pe bandă

Ing. Maria Hărănguș și
ing. I. Crăciunescu
Întreprinderea „Victoria" — Călan

CZ : 621.746.35 : 620.169.1

Studierea factorilor care influențează durabilitatea cupelor folosite la mașinile de turnat fontă pe bandă este impusă de necesitatea reducerii consumului de metal pentru cupe, reducerea pierderilor de fontă și îmbunătățirea aspectului fontei turnate, știind că în timpul turnării cupele sînt supuse unor variații intense de temperatură — încălziri și răciri repetate — care determină producerea în cupe a tensiunilor ce conduc la fisurarea și apoi la scoaterea lor din lucru.

Protejarea cupelor cu strat de vopsea permite modificarea cantității de căldură transmisă de la metal la cupă. În lucrare se analizează influența grosimii și compoziției stratului de vopsea asupra durabilității cupelor în condițiile industriale de la I.V. Călan, unde se toarnă fontă cenușie în calupuri cu greutatea de 18 kg; stratul de vopsea care protejează cupele are o grosime de circa 1 mm și cuprinde în compoziție : 60 % argilă refractară; 40 % șlam de cărbune (procente volumetrice).

Emulsia pentru stropit se prepară într-un vas de 0,74 m³ folosind : 8,7 % argilă refractară; 5,5 % șlam de cărbune; 85,8 % (procente volumetrice) apă; cînd fonta are o temperatură mai mare se modifică grosimea stratului de vopsea la 2 mm, modificînd concentrația emulsiei astfel : 13,2 % argilă refractară; 8,3 % șlam cărbune; 78,5 %apă . Cupele se stropesc numai la începutul turnării (nu la fiecare umplere) pentru ca stratul de vopsea să fie uscat în momentul în care cupa ajunge la turnare, în caz contrar în contact cu fonta lichidă se produc degajări de gaze care înrăutățesc calitatea fontei turnate.

În perioada analizată cele două furnale (250 m³) au descărcat în aceleași oale pentru omogenizarea compoziției și temperaturii fontei, iar turnarea s-a efectuat la cele două benzi care au aproximativ aceleași caracteristici constructive. Durabilitatea cupelor s-a stabilit în zile, ținînd seamă de cantitatea de fontă turnată și numărul de umpleri pentru cupele de la fiecare bandă de turnare (tabelul 1).

Pe o perioadă de 1,5 ani se obțin valorile medii comparative prezentate în tabelul 2, care scot în evidență faptul că durabilitatea cupelor este diferită la cele două benzi și influențată în mare măsură de modul de exploatare : respectarea rețetei pentru compoziția vopselei și modul de stropire a cupelor.

Tabelul 1

Cupele schimbate, %	Durabilitatea		
	Zile/cupă	t fontă turnată/cupă	Nr. umpleri/cupă
BANDA 1			
0,8	139	109,8	6 450
4,4	235	126,1	10 904
1,3	265	208,5	12 270
3,5	295	232,5	13 672
2,4	325	266,5	15 090
1,7	355	280,1	16 472
5,1	386	350,2	17 910
0,7	416	329,5	19 302
0,4	447	352,1	20 741
1,3	478	377,5	22 179
78,6	509	406,8	23 618
BANDA 2			
0,2	83	64,2	3 785
1,95	144	111,8	6 566
22,2	175	138,5	8 138
2,6	215	164,9	9 698
5,4	236	186,5	10 974
5,4	267	210,6	12 416
13,5	297	235,5	13 811
10,9	328	260,1	15 292
20,2	358	277,5	16 637
7,0	389	307,5	18 088
9,8	420	332,6	19 530
0,65	448	355,4	20 832
0,87	309	244,2	14 368
4,35	213	168,6	9 904
1,30	183	141,5	8 309

Tabelul 2

Indicele	Banda 1	Banda 2
Cupe montate pe bandă (buc.)	456	459
Cupe schimbate (buc.)	99(22 %)	490(107 %)
Durabilitatea (zile/cupă)	168	289
Umpleri cu fontă (nr./cupă)	21 900	13 178
Fontă turnată (t/cupă)	357	217
Consum specific cupe (kg/t fontă turnată)	0,1455	0,2390

Cercetări experimentale. S-au efectuat experimentări industriale pentru a stabili cum este influențat schimbul de căldură fontă-cupă de compoziția și grosimea stratului de vopsea care protejează cupa, știind că starea termică a fontei în curs de solidificare se caracterizează prin valoarea fluxului de căldură care trece

din fontă în cupă, prin intermediul stratului de vopsea :

$$q = \frac{\lambda_v}{\delta_v}(t_{f0} - t_c),\ \text{kcal/m}^2 \times \text{h} \times \text{gr}$$

unde :

q este fluxul de căldură ;
λ_v — conductibilitatea stratului de vopsea, kcal/m × h × gr ;
δ_v — grosimea stratului de vopsea, m ;
t_{f0} — temperatura fontei la turnare, °C ;
t_c — temperatura cupei la umplere, °C.

Cantitatea totală de căldură care trece din metal în cupă din momentul turnării pînă în momentul cînd cupa ajunge la stropitor se calculează funcţie de : fluxul de căldură (q), suprafaţa de contact fontă-cupă ($F = 0{,}1176\ \text{m}^2$) şi timpul de contact ($\tau = 1{,}5$ min)
$Q = q \times F \times \tau$(kcal).

Influenţa grosimii stratului de vopsea. În cazul unei cupe bine vopsite, stratul de vopsea are rezistenţa termică mare, iar fonta şi cupa au conductivitate mare ; căderile de temperatură în fontă şi cupă sînt mici în comparaţie cu căderea de temperatură în stratul de vopsea. În cazul unei cupe slab vopsite, căderea de temperatură în stratul de vopsea este neglijabilă faţă de căderile de temperatură în fontă şi cupă.

S-au stabilit limitele de variaţie pentru temperatura cupelor prin măsurarea temperaturii exterioare la un număr de cupe, din care o parte protejate cu strat de vopsea de 1 şi 2 mm şi o parte fără strat de vopsea. S-au măsurat temperaturile înainte de turnarea fontei în cupă şi după 1,5 min, cînd cupa a ajuns în dreptul stropitorului, folosind termocuplul de contact. Valorile înregistrate variază între 140 şi 160°C înainte de turnare, între 360 şi 390°C înainte de stropitor pentru cupe vopsite, şi între 190 şi 210°C, respectiv 450 şi 470°C pentru cupe nevopsite. Cupele protejate cu un strat de vopsea de 1 mm au la exterior o temperatură de 380°C, iar căldura acumulată în cupă (1,5 min) produce o cădere de temperatură în fontă de 240°C ; cupele cu un strat de vopsea de 2 mm înregistrează o temperatură de 340°C la exterior şi produc o cădere de temperatură în fontă de 180°C.

Pentru cupele bine vopsite (peliculă continuă) se realizează o cădere de temperatură în stratul de vopsea de 580°C, iar după stratul de vopsea temperatura ajunge la maximum 800°C.

Datele experimentale sînt verificate şi confirmate de calcule teoretice, pornind de la cazul particular al ecuaţiei generale de propagare a căldurii în corpurile solide :

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = a\left(\frac{\partial^2 t}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 t}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 t}{\partial z^2}\right) \qquad (1)$$

$$2a\Delta\tau = \Delta x^2 \qquad (2)$$

unde :

$a = \frac{\lambda}{c\gamma}$ este coeficientul de difuziune calorică, m²/h ;
$c\gamma$ — căldura înmagazinată în cupă, kcal/m³ × gr.

Ecuaţia (2) permite determinarea temperaturii într-un punct dat, pentru momentul următor al timpului, dacă se cunosc temperaturile în punctele vecine pentru momentul iniţial. Fluxul de căldură fiind constant se pot scrie egalităţile :

$$q = \frac{\lambda_{f0}}{\delta_{f0}}\Delta t_{f0} = \frac{\lambda_v}{\delta_v}\Delta t_v = \frac{\lambda_c}{\delta_c}\Delta t_c$$

$$\frac{\Delta t_{f0}}{\Delta t_v} = \beta_v \frac{\delta_{f0}}{\lambda_{f0}};\quad \frac{\Delta t_c}{\Delta t_v} = \beta_v \frac{\delta_c}{\lambda_c};\quad \beta_v = \frac{\lambda_v}{\delta_v}$$

unde :

β_v este coeficientul de transmitere a căldurii de la suprafaţa calupului de fontă sau de la suprafaţa cupei, a cărui valoare depinde de compoziţia vopselei (λ_v) şi grosimea stratului de vopsea (δ_v).

$\delta_v = 1$ mm ; $\beta = 192$ kcal/m² × h × gr

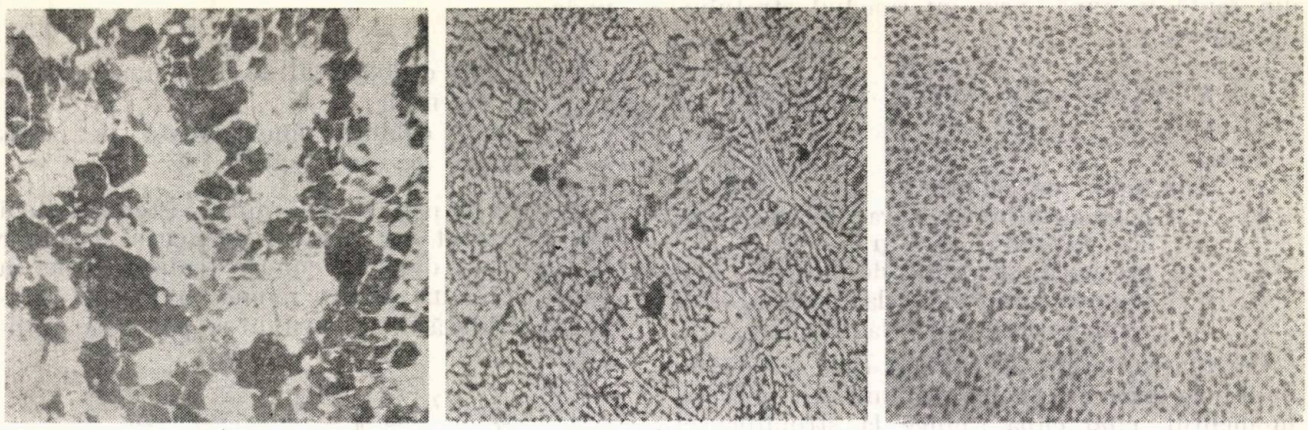
$\delta_v = 2$ mm ; $\beta v = 96$ kcal/m² × h × gr

$\lambda_v = 0{,}192$ kcal/m × h × grad pentru o vopsea cu 60 % argilă refractară şi 40 % şlam de cărbune.

Influenţa compoziţiei vopselei. Folosind vopsea pe bază de argilă şi şlam, durabilitatea cupelor a crescut cu 30 % şi temperatura exterioară a cupei a scăzut de la 500 la 380°C faţă de o perioadă anterioară, cînd s-a folosit vopsea avînd în compoziţie : 8,9 % argilă refractară ; 0,6 % grafit ; 4,7 % praf cocs ; 85,8 % apă — conductivitatea termică a vopselei $\lambda_v = 0{,}64$ kcal/m × h × gr.

Variaţiile de temperatură produc modificări structurale în materialul din care este executată cupa.

Figura 1, *a* prezintă structura metalografică a unei cupe înainte de a fi introdusă în lucru — structură Widmannstätten — caracteristică pentru oţel turnat cu 0,67 % carbon ; 0,080 % fosfor şi 0,76 % siliciu. În figurile 1, *b* şi 1, *c* sînt prezentate probe din brîul de separaţie şi partea interioară a cupei, unde în majoritatea cazurilor apar fisuri şi crăpături care scot cupa din lucru (fig. 2) ; în aceste zone, în timpul turnării, jetul de fontă loveşte cupa şi spală stratul de vopsea, ca urmare materialul suportînd variaţii mai mari de temperatură. Structura metalografică prezintă perlită lamelară în zona brîurilor (fig. 1, *b*) şi perlită globulară în partea interioară a cupei (fig. 1, *c*).



a) *b)* *c)*

Fig. 1. Microstructura cupei:
a — înainte de a fi introdusă în lucru (×100); *b* — probă din zona brîurilor (×100); *c* — probă din partea interioară a cupei (×100)

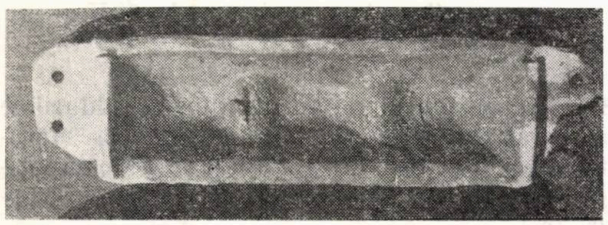


Fig. 2. Cupă scoasă din lucru — locul unde apar frecvent fisuri și crăpături

Consumul mare de cupe se datorează nu numai exploatării, ci și calității necorespunzătoare a materialului din care se execută cupele. Literatura de specialitate indică folosirea oțelurilor cu carbon sub 0,25 % și sulf, fosfor sub 0,04 %. Creșterea conținutului de fosfor peste limitele admise creează condiții pentru apariția tensiunilor interne între constituenții structurali, care duc la ruperea oțelului.

Concluzii

Durabilitatea cupelor este influențată de grosimea și compoziția stratului de vopsea și de calitatea oțelului din care se execută cupele.

Pentru reducerea consumului, cupele trebuie să fie executate cu suprafața interioară netedă și protejate cu un strat continuu de vopsea care să nu depășească 1,2 mm grosime, avînd un coeficient de conductivitate termică sub 200 kcal/m² × h × gr.

În timpul turnării, cupa este supusă la variații repetate de temperatură cuprinse între 140 și 800°C, care produc modificări structurale în materialul din care este executată, modificări care depind de natura și calitatea materialului. Depășirea conținutului de fosfor înrăutățește calitatea oțelului și reduce durabilitatea cupelor cu circa 60 %.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dumitrescu, D. și col. *Vopsele refractare pentru protecția miezurilor și formelor utilizate în turnătorie.* În: Metalurgia, nr. 11, 1977, p. 607—610.

[2] Soropov, M. I. *Usoverșenstvovanie izloșnițdlia razlivocinih mașin.* În: Metallurg, nr. 4, 1977, p. 15.

[3] Schumann, H. *Metalurgie fizică.* București, Editura tehnică, 1962, p. 303—331.

[4] Golofaev, A. H. *Issledovanie deformații ploschih kochilei.* În: Liteinoe proizvodstvo, nr. 10, 1977, p. 22.

Ing. Maria Hanganu
și Ing. Ileana Constantin
ICEM — București

Mortare refractare cu întărire la aer pe bază de liant fosfatic

CZ: 666.974.2

Utilizat în cantități de circa 10 % din greutatea totală a zidăriei, mortarul refractar determină uneori durata totală de funcționare a căptușelilor, avînd în vedere că rosturile constituie locul slab al zidăriei atît din punct de vedere constructiv, cît și din punct de vedere al rezistenței la atacul chimic al mediului de lucru.

Avînd în vedere rolul hotărîtor al mortarelor în ansamblul căptușelilor, fiecare loc de utilizare — în funcție de condițiile de exploatare — trebuie să utilizeze mortarul său special. Exemplu, dacă zidăria refractară este solicitată la tensiune, presiune sau percuție, în domeniul de joasă temperatură în care legătura ceramică nu are condiții de formare, cum este cazul cuptoarelor rotative, cuptoarelor de la laminoare, cuptoarelor de forjă etc., se recomandă să se utilizeze mortare legate chimic sau mortare hidraulice.

Folosirea mortarelor legate chimic este recomandată cînd se impun următoarele cerințe de funcționare:

a — o întărire rapidă;

b — o rezistență mecanică ridicată și constantă într-un domeniu larg de temperaturi;

c — la înzidirea cărămizilor izolatoare pentru care nu se pot utiliza mortare cu liant hidraulic, deoarece apa necesară lierii va fi rapid absorbită de cărămidă, mortarul devenind sfărîmicios și pierzîndu-și capacitatea de legare;

d — rezistențe la eroziune și atacul chimic la lichidele și gazele acide din atmosfera cuptorului în timpul funcționării.

Mortarele refractare legate chimic pot fi utilizate și ca tencuieli pentru a proteja suprafețele zidăriilor refractare. În acest scop ele pot fi aplicate prin torcretare, cu pensula, bidineaua sau cu mistria.

*

Mortarele sînt compoziții refractare fin măcinate, care sînt destinate la înzidirea cărămizilor și care, din punct de vedere al compoziției chimice și al caracteristicilor fizico-mecanice, trebuie să corespundă cu cele ale cărămizilor, să asigure totodată sudarea acestora într-un ansamblu unic (monolit) în toate fazele de funcționare a căptușelii refractare (înzidire, pornire, funcționare tehnologică, opriri și reporniri). Rosturile nu trebuie să modifice sensibil caracteristicile zidăriei.

Se disting mai multe tipuri de mortare refractare și anume:

Mortare refractare ceramice. Sînt amestecuri de materii prime fin măcinate, care se livrează sub formă de mortar uscat conținînd un liant ceramic. Aceste compoziții se întăresc la temperaturi ridicate, prin formarea liantului ceramic.

Mortare refractare hidraulice. Sînt amestecuri refractare fin măcinate care au în compoziția lor un liant hidraulic. Aceste mortare se întăresc la crud, dar prin încălzire în domeniul de temperaturi cuprins între 600 și 1 000°C suferă o scădere a rezistențelor mecanice, datorită deshidratării liantului hidraulic în acest interval de temperatură.

Mortare refractare legate chimic. Sînt amestecuri de materii prime fin măcinate, care se pot livra sub formă de:

— mortare uscate;

— mortare de tip umed.

În ambele cazuri mortarele conțin în compoziția lor un liant chimic.

Mortarele refractare legate chimic după tipul de întărire se împart în două grupe:

— mortare refractare legate chimic cu întărire la aer.

Aceste mortare sînt compoziții refractare în care liantul chimic asigură întărirea mortarelor la temperatura mediului ambiant;

— mortare refractare legate chimic cu întărire la cald.

Aceste mortare sînt compoziții refractare în care liantul chimic asigură întărirea la temperaturi inferioare lianților ceramici, dar superioare mediului ambiant. În cazul utilizării acestui tip de mortare este necesară încălzirea zidăriei la temperatura de reacție a liantului chimic sau la temperatura de polimerizare a liantului.

*

Pe plan mondial, mortarele refractare legate chimic au luat treptat locul mortarelor hidraulice și al celor ceramice, ca urmare a obținerii zidăriilor cu caracteristici superioare, caracteristici pe care le păstrează într-un domeniu larg de temperaturi, ca de exemplu:

— rezistențe mecanice la crud și după ardere;

— rezistență la șocuri termice;

— rezistență la atacul corosiv al agenților chimici;

— capacitate ridicată de liere etc.

Lianții chimici utilizați la fabricarea mortarelor refractare sînt: silicatul de sodiu; acidul fosforic; — fosfatul de aluminiu.

În funcție de condițiile de exploatare a căptușelilor refractare (temperatură, mediu acid sau bazic ș.a.) se impune utilizarea tipului de liant chimic.

Dintre lianții fosfatici, fosfatul de aluminiu este mult utilizat la fabricarea mortarelor refractare. Rosturile obținute cu mortare pe bază de fosfat de aluminiu asigură o rezistență mare zidăriei, rezistență la șocuri termice și la atacul chimic al zgurelor. Durata de priză a mortarelor refractare pe bază de fosfați este relativ mare, permițînd utilizarea lor în timp, fără a exista riscul întăririi în vase înainte de punerea lor în operă.

Fosfatul de aluminiu oferă rezistențe destul de ridicate la temperaturi joase de aproximativ 350 —400°C.

De asemenea, rezistențele mecanice nu scad sensibil în domeniul de temperaturi cuprins între 600 și 1 000°C, domeniu caracteristic deshidratării lianților hidraulici.

O caracteristică a mortarelor refractare legate chimic, imprimată de prezența fosfatului de aluminiu ,este marea lor rezistență la uzarea prin frecare. Acestea se uzează mai puțin decît aceleași compoziții pe bază de ciment aluminos.

Cercetări efectuate și produse realizate

În cursul ultimilor ani, Institutul de cercetări metalurgice—București s-a preocupat de problema obținerii mortarelor refractare legate chimic cu întărire la aer pe bază de fosfat de aluminiu.

În lucrările de cercetare efectuate s-a urmărit :

— realizarea de mortare refractare pe bază de lianți chimici, pentru fiecare tip de cărămizi ;

— mortarele refractare realizate să posede caracteristici chimice și fizico-mecanice identice sau chiar superioare celor ale cărămizilor de înzidit ;

— în funcție de condițiile de exploatare ale căptușelilor refractare, s-a urmărit să se folosească liantul chimic potrivit, de exemplu pentru locuri de funcționare unde zidăria este solicitată la uzarea chimică a zgurelor și oțelului topit, se recomandă utilizarea fosfatului de aluminiu care imprimă mortarului aceste caracteristici ;

— utilizarea în compoziția mortarului a unor adaosuri care să determine ca mortarul să necesite la punerea în operă o cantitate cît mai redusă de apă, în vederea obținerii unei contracții cît mai reduse la uscare și ardere, conducînd astfel la eliminarea apariției fisurilor, a riscului pătrunderii gazelor, zgurelor și oțelului topit din incinta cuptoarelor la mantaua metalică, contribuind implicit la mărirea durabilității căptușelilor refractare ;

— folosirea unor adaosuri care să contribuie la menținerea părții solide a mortarului în suspensie în timpul punerii lui în operă ;

— obținerea unui consum mai redus de mortare refractare și o compactitate ridicată a zidăriei, prin realizarea unor rosturi cu o grosime de maximum 1,5 mm, prin utilizarea unei granulații fine sub 0,5 mm a agregatelor refractare din compoziția mortarelor ;

— mortarele refractare să posede rezistențe mecanice atît la crud, cît și după ardere.

Pentru a controla calitatea mortarelor refractare pe bază de lianți chimici, acestea au fost supuse în prealabil unor analize chimice și fizico-mecanice.

Metode de determinare a caracteristicilor mortarelor refractare legate chimic. ICEM s-a ocupat de problema cercetării și punerii la punct a unor metode de verificare, specifice acestui tip de mortare. În continuare se vor prezenta sumar principalele metode de determinare a caracteristicilor mortarelor.

Analiza chimică și analiza granulometrică se efectuează conform standardelor în vigoare pentru produse refractare.

Refractaritatea mortarelor refractare legate chimic se efectuează prin metoda conurilor, conform STAS 124-76, dar pe materialul refractar în care s-a inclus și liantul chimic, deoarece compoziția chimică a liantului poate să ducă la scăderea sau creșterea refractarității mortarului.

Contracția mortarelor refractare se efectuează pe epruvete cu dimensiunile de $120 \times 20 \times 20$ mm.

Epruvetele obținute pentru determinarea contracției mortarelor pot servi în continuare pentru determinarea valorilor densității aparente, a capacității de absorbție, a porozității aparente și a rezistenței la încovoiere a mortarului.

Rezistența la compresiune este determinată pe cuburi cu dimensiunile de $30 \times 30 \times 30$ mm.

În ambele cazuri, pentru obținerea epruvetelor de testare se aduce mortarul la consistența de prelucrare stabilită cu aparatul folosit la determinarea consistenței mortarelor obișnuite pentru zidărie și tencuire, STAS 2634-70, adaptată pentru mortarele refractare legate chimic.

Metoda constă în utilizarea unui con etalon, a cărui generatoare este împărțită în 15 dimensiuni.

Mortarul de încercat este amestecat cu liantul chimic și cu o cantitate de apă corespunzătoare unei pătrunderi a conului pînă la distanța stabilită pe generatoarea conului.

Pentru mortarele refractare legate chimic, s-a considerat consistența de prelucrare în vederea obținerii epruvetelor de încercat, la o pătrundere a conului egală cu 5 cm.

Pasta obținută cu această consistență este turnată în matrițe metalice și vibrată pe o

masă vibratoare aproximativ 5', după care este lăsată 24 h la temperatura mediului ambiant pentru întărire. După 24 h se face decofrarea. Epruvetele astfel obținute se usucă la 110°C și se ard la temperatura de utilizare a mortarelor, după care sînt supuse determinării caracteristicilor, conform metodelor de determinare obișnuite pentru materialele refractare.

Pentru verificarea puterii de liere a mortarelor refractare pe bază de lianți chimici, s-a cercetat și pus la punct o metodă de determinare a rezistenței la încovoiere pe rost, conform normelor ASTM 198-61 și 133-61 și a indicațiilor din literatura de specialitate cu privire la acest tip de mortare.

Determinarea rezistenței la încovoiere pe rost constă în ruperea la temperatura mediului ambiant a epruvetelor obținute prin îmbinarea cap la cap cu mortar refractar a două jumătăți de cărămizi normale, după uscare la 105 —110°C sau după ardere la temperatura de utilizare a mortarului.

Pentru obținerea epruvetelor se utilizează cărămizi normale cu o refractaritate egală cu a mortarului de încercat și cu următoarele dimensiuni: 230 × 114 × 64 mm. Cărămizile sînt tăiate pe un plan paralel cu fața de 64 × 114 mm, obținîndu-se jumătăți de cărămidă cu dimensiunile 115 × 114 × 64 mm.

Pentru obținerea epruvetei se folosesc cele două fețe originale de 114 × 64 mm ale unei cărămizi și se îmbină (leagă) cap la cap cu mortarul de încercat, adus în prealabil la consistența de înzidire a mortarului.

Consistența de înzidire a mortarului este obținută prin adăugarea cantității de liant stabilită și a unei cantități de apă necesară obținerii acestei consistențe.

Pentru determinarea necesarului de apă, pentru obținerea unei paste cu o viscozitate potrivită înzidirii cărămizilor refractare, se folosește metoda de determinare a consistenței ipsosului.

Metoda utilizează un tub cilindric cu diametrul de 5 cm și înălțimea de 15 cm și o placă pătrată de sticlă pe care sînt gravate cercuri concentrice cu diametrul de la 6 la 20 cm. Distanța dintre cercuri este de 1 cm.

Mortarul de încercat este amestecat cu cantitatea de liant chimic prescrisă, iar apoi se adaugă, prin amestecare în cantități mici, apa.

Pasta astfel obținută este turnată în cilindrul metalic așezat inițial la centrul plăcii gravate, iar cu o mișcare bruscă se ridică în sus, pasta împrăștiindu-se pe suprafața plăcii.

Pentru mortarele refractare, s-a stabilit consistența de înzidire la o împrăștiere cuprinsă între cercurile 17 și 19 cm.

Mortarul adus la această consistență este utilizat la legarea (sudarea) celor două jumătăți de cărămidă, pentru a forma proba de încercat, care după uscare și ardere este supusă la ruperea la încovoiere pe rost.

Pentru efectuarea rezistenței la rupere, se montează la o presă mecanică sau hidraulică dispozitivul de determinare a rezistenței la încovoiere. Pe suporții originali ai presei se montează suporți metalici special confecționați, a căror lungime este egală cu lățimea probei de încercat (fig. 1).

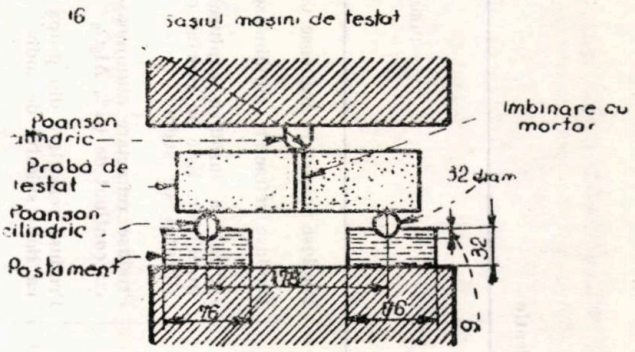


Fig. 1. Dispozitiv pentru determinarea rezistenței la încovoiere pe rost

Proba este așezată pe suporții inferiori, cu rostul în dreptul poansonului superior, după care se efectuează ruperea.

Rezistența este calculată după formula:

$$R = \frac{3 \cdot W \cdot l}{2 \cdot b \cdot d^2}$$

în care:

R este rezistența de rupere, kg/cm²;
W — forța la care s-a rupt rostul, kg;
l — distanța între suporții metalici, cm;
b — lățimea probei, cm;
d — grosimea probei, cm.

Produse realizate

În urma cercetărilor efectuate s-a realizat o gamă foarte largă de mortare pentru înzidirea cărămizilor refractare cu conținuturi în Al_2O_3 variind de la 40 la 95%, pentru diferite locuri de utilizare.

În tabelul 1 sînt menționate tipurile de mortare cercetate, cu principalele lor caracteristici chimice și fizico-mecanice și domeniile lor de utilizare.

În funcție de conținutul în Al_2O_3 al mortarlui, s-au utilizat ca materii prime de bază în realizarea lor fie șamote refractare de diferite calități, fie electrocorindon normal, veral sau alumină tabulară.

Granulația materiilor prime a fost sub 0,5mm.

Liantul chimic utilizat a fost fosfatul de aluminiu monosubstituit (monofosfatul de alumi-

Tabelul 1

Mortare refractare pe bază de liant fosfatic şi silicatic

Denumirea mortarului	Materia primă de bază	Al_2O_3, % min.	Fe_2O_3, % max.	Timpul necesar pentru priză, h	Apa de înzidire informativ, %	Refr., °C	Temp. limită de utiliz., °C	Rez. la compr., kg/cm²	Rez. la încovoiere pe rost, kg/cm²	Dimens. maximă a granulelor, mm	Utilizări
MC-75-F	şamotă	40	2.2	24	35	1 750	1 450	215	30	0,5	Produse refractare argiloase din grupa de produse C
MD-77-F	şamotă	50	2,0	24	38	1 770	1 500	270	35	0,5	Produse refractare aluminoase din grupa de produse D
MC-71-S	şamotă	50	2,0	24	35	1 710	1 450	305	—	0,5	Indicat la înzidirea căptuşelilor refractare a cauperelor furnalelor. Este un mortar cu adaos de grafit şi liant — silicatul de sodiu
MD-79-F	şamotă	60	1,8	24	35	1 790	1 550	300 1 000°C	40 1 000°C	0,5	Produse refractare aluminoase din grupa de produse D, cu conţinut de 62% Al_2O_3
MD-75-S	şamotă	60	1,8	24	35	1 750	1 500	320	24	0,5(1,5)	Produse refractare din grupa de produse D. Mortarul are ca liant silicatul de sodiu
ME-82-F	şamotă	65	1,7	24	35	1 820	1 580	350	42	0,5	Produse refractare aluminoase din grupa de produse E, cu un conţinut de 65% Al_2O_3
MEC-85-F	electrocorindon normal	75	1,5	8—24	25	1 850	1 600	300	48	0,5	Produse refractare mulitice din grupa de produse EC
MFA-52-F	electrocorindon normal	75	1,2	8—24	22	1 520	1 300	280	30	0,5	Pentru înzidirea cărămizilor superaluminoase în locuri cu temperaturi reduse de funcţionare. Ex. cuptoarele de topire a aluminiului
MFA-62-F	veral	80	1,2	24	20	1 620	1 400	580	50	0,5	La înzidirea cărămizilor superaluminoase cu temperaturi reduse de funcţionare. Ex. incineratoarele deşeurilor chimice
MFA-88-F	veral	85	1,2	24	20	1 880	1 650	600	60	0,5	Produse refractare superaluminoase mulito-corindonice din grupa de produse FA
MFA-90-F	alumină tabulară (veral)	90	1,0	24	20	1 900	1 700	650	60	0,5	Produse refractare superaluminoase corindonice din grupa de produse F
MF-96-F	alumină tabulară (veral)	95	0,8	24	20	1 960	1 750	720	70	0,5	Produse superaluminoase de înaltă puritate cu un conţinut de 95—98% şi Al_2O_3
Mortar silicios	nisip	SiO_2 85		8—24	30	1 500	1 300	350	—	0,5	Produse silicioase

niu), $Al(H_2PO_4)_3$, cu următoarele caracteristici :

— densitatea — 1,55 —1,6 g/cm³;
— conținutul în Al_2O_3 — 8,4 %;
— conținutul în P_2O_5 — 36,1 %;
— temperatura de polimerizare — 350 —400°C;
— *p*H sol.1 : 10 — 2,2.

În compoziția mortarelor s-au utilizat de asemenea adaosuri care să contribuie atît la îmbunătățirea plasticității mortarului, cît și la reducerea consumului de apă necesar obținerii consistenței de înzidire. Un astfel de adaos este un derivat celulozic.

Pentru evitarea sedimentării în timpul punerii în operă a părții solide s-a utilizat bentonită în cantități reduse.

O parte din mortarele refractare cercetate au fost experimentate cu succes în industrie la realizarea căptușelilor refractare.

Experimentări efectuate la oalele de turnare a oțelului. În urma rezultatelor bune obținute prin experimentarea mortarului refractar cu un conținut de 50 % Al_2O_3 notat cu MD-77-F, s-a trecut la înzidirea oalelor de turnare a oțelului.

Prin utilizarea mortarului MD-77F la înzidirea oalelor de turnare a oțelului s-a obținut o mărire a durabilității căptușelii oalelor, realizîndu-se un plus de turnări pe fiecare oală.

Mărirea durabilității căptușelii oalelor de turnare generează o serie de avantaje, de ex. :

— Creșterea siguranței în exploatare a oalelor. Posibilitatea de distrugere a oalei este mult redusă, deoarece mortarul pe bază de liant chimic menține suprafața monolitică a căptușelii. De asemenea, se exclude posibilitatea pătrunderii oțelului în fisurile și imperfecțiunile zidăriei.

— Asigurarea unui număr de oale disponibile.

Prin mărirea durabilității căptușelii, deci prin reducerea frecvenței de recăptușire a oalelor, se asigură un plus de oale disponibile pentru folosirea în orice moment.

— Economie de combustibil.

Prin reducerea numărului de recăptușiri se reduce numărul uscărilor oalelor după înzidire și reparare, ducînd astfel la o economie de combustibil.

— Reducerea consumului de cărămizi refractare.

Prin prelungirea duratei de funcționare a oalelor, prin reducerea numărului de înziditi, se realizează o valoroasă economie de cărămizi refractare.

Experimentări efectuate la cuptoare de topire și menținere a aluminiului. Mortarul refractar cu un conținut de 75 % Al_2O_3, avînd ca materie primă de bază electrocorindonul normal, a fost experimentat la înzidirea cărămizilor superaluminoase tip FA-88-S, la cuptoarele de topire și menținere a aluminiului din cadrul Întreprinderii de prelucrare a aluminiului din Slatina. Zidăria are o comportare bună.

Concluzii

În urma lucrărilor de cercetare efectuate, s-a realizat o gamă largă de mortare refractare cu liant chimic fosfatic, cu un conținut în Al_2O_3 de la 40 la 95 %, satisfăcînd cele mai variate domenii de utilizare, completîndu-se prin aceasta gama sortimentală a acestor produse refractare.

Noile mortare refractare se pot fabrica și livra fie sub formă de :

— componenți separați — materialul refractar pulverulent uscat în saci de hîrtie, iar liantul chimic separat, în butoaie din material plastic, urmînd ca amestecul lor să se facă la beneficiar în momentul punerii în operă a mortarului, fie sub formă de :

— pastă gata de utilizare, livrată în bidoane din material plastic.

Mortarele refractare legate chimic se pot utiliza la înzidirea cărămizilor refractare pentru cele mai diferite temperaturi de utilizare, precum și sub formă de tencuieli sau chituri refractare.

Utilizarea mortarelor refractare la înzidirea cărămizilor refractare la oalele de turnare a oțelului de la I.M.G.B. a dat rezultate bune, ducînd la mărirea numărului de turnări pe oală.

Extinderea utilizării mortarelor refractare cu liant chimic fosfatic și la celelalte oțelării din țară deschide perspectivele realizării unui consum specific mai redus de material refractar pe tona de oțel și respectiv a unei disponibilități de produse refractare.

Procedeu hidrometalurgic pentru extragerea Mg, Ni și Co

Ing. Gr. Socolescu
și dr. ing. Ana Socolescu
A.S.E. — București

CZ : 669.053.4 : 669.2/.8

Preocuparea de a găsi noi surse de materii prime pentru industrie, conjugată cu localizarea și conturarea unor noi zăcăminte, a făcut necesară realizarea unei cercetări privind posibilitățile de valorificare a rocilor de tip serpentinic.

Serpentina reprezintă un mineral secundar, rezultat din transformarea hidrotermală a rocilor ultrabazice, cum sînt : olivina, enstatitul, hornblenda, tremolitul etc.

Analiza mineralogică medie a acestui tip de zăcămînt este următoarea :

63 % serpentină
$3MgO \cdot 2SiO_2 \cdot 2H_2O$ [MgO = 35 — 44 %, SiO_2 = 32 — 44 %]
4 % magnetită, Fe_3O_4 [Fe = 2,4 %]
12 % hidromagnezită $2MgO \cdot 3SiO_2 \cdot 3H_2O$
3 % olivină, $2MgO \cdot SiO_2$[SiO_2 = 31 — 41 %, MgO = 0,5 — 32 %]
7 % granați, $3\,CaO \cdot Al_2O_3 \cdot 3SiO_2$ [SiO_2 = 36 — 41 %, Al_2O_3 = 24 — 20 % CaO = 37 — 24 %]
10 % diverse
1 % cromit $FeMg(CrAl)_2O_4$
săruri de nichel, cobalt, cupru etc.
platinice

Analiza chimică prezintă conținuturi situate între limitele :

37 — 39 % MgO ; 33 — 38 % SiO_2 ; 8 — 12 % FeO_3 ; 0,5 — 2,5 % Al_2O_3 ; 0,5 — 1 % CaO ; 0,4 — 0,5 % Cr ; 0,18 — 0,3 % Ni ; 0,02 — 0,03 % Co ; 0,1 — 0,4 % S ; 0,5 — 2 g/t platinice ; 13 — 18 % P.C.

Conținutul ridicat al minereului în oxid de magneziu a făcut ca zăcămîntul să poată fi considerat ca o sursă eventuală de materie primă pentru fabricarea cărămizilor refractare magnezitice absolut necesare industriei metalurgice feroasă și neferoasă. Între timp s-a apreciat ca interesant să se urmărească valorificarea și a altor elemente aflate în minereul serpentinic și în primul rînd a nichelului și cobaltului.

Extragerea, în același timp, printr-o singură tehnologie a oxidului de magneziu, nichelului și cobaltului face ca procedeul să devină interesant din punct de vedere economic cu atît mai mult, cu cît alături de acestea se vor valorifica și alte elemente.

Fazele procesului tehnologic sînt următoarele :

Concasare-măcinare. Minereul extras din carieră este concasat și măcinat la granulația —0,2 mm. Randamentul de extracție este influențat pozitiv de creșterea fineții materialului, care nu trebuie însă să depășească limita menționată.

Roca fiind parțial alterată, atît concasarea, cît și măcinarea nu ridică probleme.

Tratarea cu acid sulfuric. Reacția dintre materialul măcinat și acid este puternic exotermă, fiind o reacție de neutralizare. Se folosește acid sulfuric de concentrație 60 %. În cîteva minute amestecul se solidifică. Metalele existente cristalizează sub formă de sulfați. Reacția se poate realiza și cu acid sulfuric deșeu, de exemplu cu așa-numitele gudroane acide, rezultate de la rafinarea produselor petroliere. În general aceste gudroane, precum și alți acizi deșeu, obținuți în diferite tehnologii, au concentrații corespunzătoare neutralizării acestui tip de minereu.

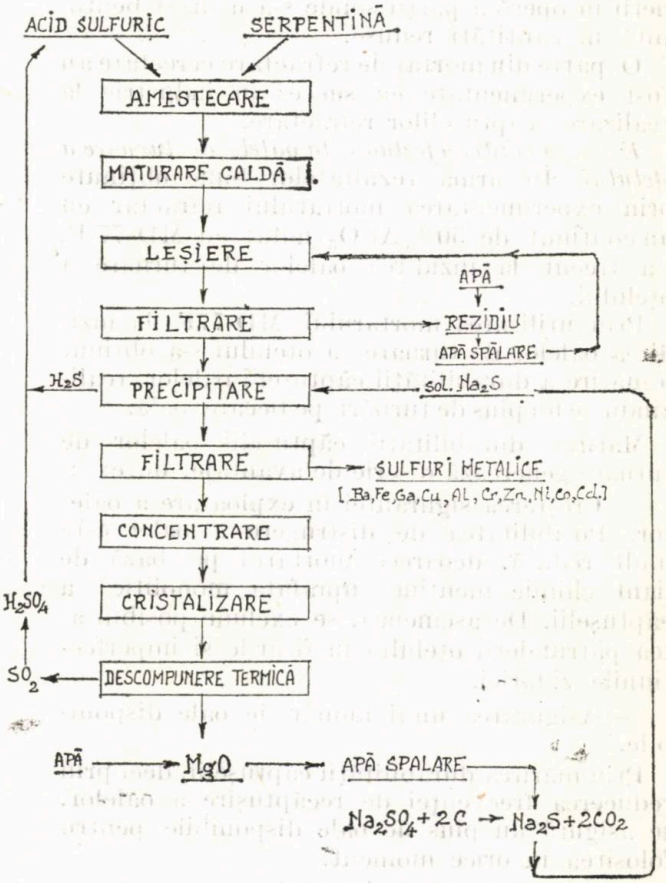


Fig. 1. Fazele procesului tehnologic de valorificare a serpentinei

Faza de neutralizare poate fi realizată industrial într o instalație similară cu cea folosită la tratarea cu acid sulfuric a fosforitelor și apatitelor.

Maturare caldă. Unele cercetări anterioare preconizau prăjirea minereului măcinat la 600—850°C, timp de 4 h, astfel încît modificarea structurilor cristaline a mineralelor să conducă la o solubilizare mai avansată, cu ajutorul soluției de acid sulfuric.

În tehnologia elaborată nu se folosește această calcinare anterioară tratării cu acid, ci maturarea după tratare la temperatura de 270°C, care reprezintă o fază originală în proces. Sub acțiunea căldurii are loc desăvîrșirea reacției de sulfatizare și degajarea unei cantități de vapori de apă. Nu au loc reacții de descompunere și, în consecință, nu se produc noxe. În timpul maturării, sărurile ferice, formate în urma reacției dintre acidul sulfuric și fierul conținut în minereu, au o acțiune favorabilă de solubilizare a metalelor legate în silicați. Sarea ferică formată migrează prin porii granulelor de minereu și formează pile cu unele elemente. Astfel nichelul, cuprul și cobaltul sînt transformați în sulfați solubili de către sulfatul feric care se reduce la sulfat feros. Căldura introdusă în sistem favorizează reacțiile de oxidoreducere a sărurilor de fier, care în prezența oxigenului trec din nou la valența superioară, reîncepînd atacul elementelor aflate în vecinătate. Reacțiile ce au loc în timpul maturării sînt următoarele :

$$2\,FeSO_4 + H_2SO_4 + \frac{1}{2}O_2 = Fe_2(SO_4)_3 + H_2O \quad (1)$$

$$Fe_2(SO_4)_3 + 6\,H_2O = 2\,Fe(OH)_3 + 3\,H_2OS_4 \quad (2)$$

$$Fe_2(SO_4)_3 + Ni = NiSO_4 + 2\,FeSO_4 \quad (3)$$

$$Fe_2(SO_4)_3 + Co = CoSO_4 + 2\,FeSO_4 \quad (4)$$

Amestecurile oxizilor de Fe_2O_3 și MgO încălzite la temperaturi cuprinse între 700 și 975°C, combinîndu-se mol la mol, dau feriți de magneziu insolubil, deci temperatura reacției nu trebuie să atingă acest palier.

Solubilizare. Materialul maturat are o culoare cenușie albicioasă. La tratare cu apă în raportul $S : L = 1 : 3$ are loc o reacție ușor exotermă. Se obține o tulbureală roșiatică cu pH = = 3 — 3,5. Soluția se menține timp de o oră sub agitare la 90°C, obținîndu-se pH = 4.

Filtrare. În condiții de lucru strict respectate filtrarea decurge mulțumitor. Reziduul rezultat poate fi folosit după ce se fac unele adaosuri la fabricarea de cărămizi refractare de calitate medie. Același reziduu poate fi prelucrat ca pămînt decolorant de bună calitate. În instalația industrială filtrarea poate fi ajutată prin decantare și îngroșare.

Precipitare selectivă, succesivă. Soluția rezultată reprezintă un amestec de sulfați de metale cu pH cuprins între 1,5 și 4, în funcție de conținutul minereului prelucrat și a cantității de acid folosită la atacul acestuia.

Diverșii sulfați metalici aflați în soluție pot fi trecuți în combinații greu solubile, respectiv precipitați prin varierea pH-ului în urma adăugării în soluție a unui anumit reactiv. S-au încercat ca reactivi : amoniacul, hidroxidul de sodiu, carbonatul de sodiu, sulfura de sodiu și sulfura de amoniu.

Cele mai bune rezultate s-au obținut folosind sulfura de sodiu. S-a urmărit precipitarea selectivă și succesivă, precum și separarea diverșilor ioni aflați în minereu, alternînd adăugarea reactivului cu filtrarea la diferite trepte de pH.

Ultimul precipitat obținut conține la pH 7,2 — 8 sulfurile de nichel și cobalt.

Randamentul de extracție a nichelului este de 90 %, iar a cobaltului, de peste 50 %.

Concentrarea soluției de $MgSO_4$. După filtrare se obține o soluție în care se găsește sulfat de magneziu. Concentrarea acestei soluții se poate face conform unei tehnologii clasice folosite în industria potasiului la prelucrarea kieritului. Se folosesc evaporatoare cu dublu sau triplu efect și se obține o soluție concentrată.

În laborator, după concentrare și cristalizare, s-au obținut cristale incolore de sulfat de magneziu cristalizat cu o moleculă de apă, impurificate cu sulfat de sodiu.

Descompunere termică. Prin încălzirea sulfatului de magneziu cristalizat la temperatura de 760—800°C în atmosferă reducătoare s-a realizat descompunerea acestuia în oxid de magneziu, sulf, bioxid de sulf, hidrogen sulfurat și vapori de apă. Aceste încercări sugerează soluția industrială constînd din trecerea în flux continuu a sulfatului de magneziu printr-o retortă menținută la temperatura de 800°C, în care se introduce dozat o hidrocarbură pentru a se obține atmosfera reducătoare ce permite desfășurarea în interiorul retortei a următoarelor reacții :

$$2\,MgSO_4 + 2\,H_2 = 2\,MgO + 2SO_2 + 2\,H_2O \quad -60\ kcal$$

$$2\,MgSO_4 + 2\,CO_2 = 2\,MgO + 2SO_2 + 2\,CO_2 \quad -40{,}7\ kcal$$

$$2\,MgSO_4 + C = 2\,MgO + 2\,SO_2 + CO_2 \quad -81\ kcal$$

Gazele efluente sînt conduse la fabrica de acid sulfuric. La partea inferioară a retortei se evacuează continuu oxidul de magneziu.

Spălarea oxidului de magneziu. Materialul obținut este supus spălării cu apă fierbinte.

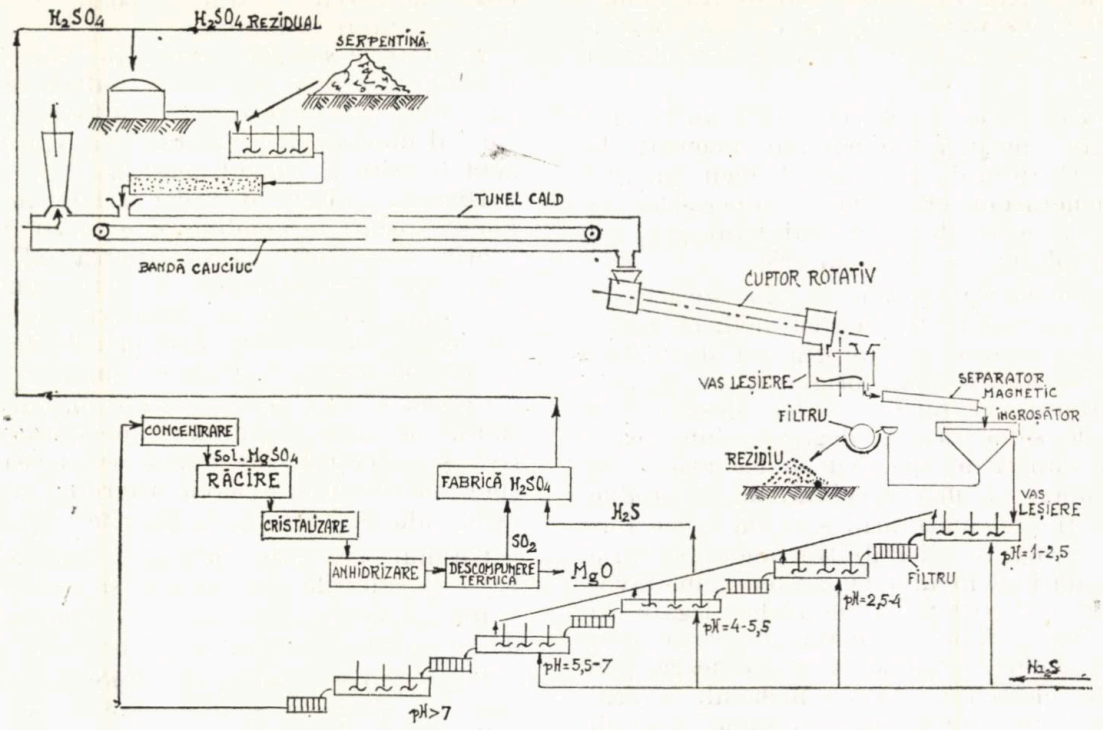


Fig. 2. Schema de principiu a instalației de valorificare a serpentinei

Se dizolvă sulfatul de magneziu rămas nedescompus și sulfatul de sodiu care nu se descompune, deoarece căldura de formare, respectiv de descompunere este mai mare decît cea a sulfatului de magneziu.

$$MgSO_4 = Mg + S + 2O_2 + 302{,}3 \text{ kcal}$$

$$Na_2SO_4 = 2\,Na + S + 2\,O_2 + 327 \text{ kcal}$$

Soluția de sulfat de magneziu se recirculă. Sulfatul de sodiu se prelucrează la sulfură de sodiu. Separarea sulfaților se face prin răcirea soluției.

Calcinarea oxidului de magneziu. În vederea comercializării se obișnuiește ca oxidul de magneziu să fie calcinat scurt timp la temperatura de 900°C pentru a căpăta o anumită structură fizică.

Randamentul de extracție a magneziului depășește 90 %.

În figura 2 este prezentată schema de principiu a instalației de valorificare a serpentinei, iar în figura 3, bilanțul de materiale la valorificarea serpentinei.

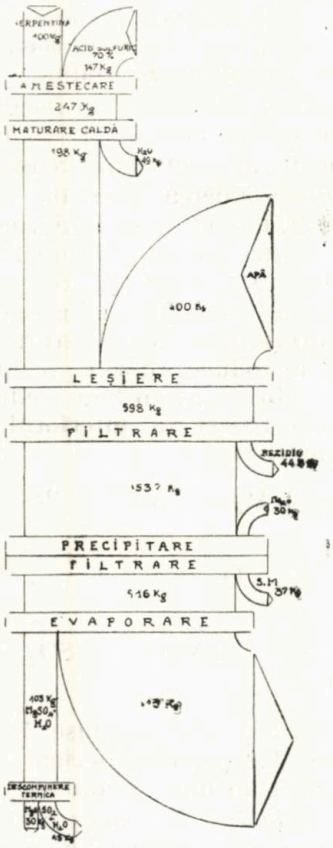


Fig. 3. Bilanțul de materiale la valorificarea serpentinei

Concluzii

Tehnologia prezentată este rezultatul unor cercetări îndelungate, care au avut în vedere găsirea și adoptarea soluției cele mai avantajoase atît din punct de vedere tehnic, cît mai ales economic. S-a ales ca materie primă pentru obținerea oxidului de magneziu mineralizația serpentinică, deoarece are un conținut dublu de oxid de magneziu (38—40 %) față de dolomită (19 %).

În același timp, printr-o prelucrare rațională se pot obține alte elemente importante ca : Ni, Co, Cr, Cu, Fe, platinice.

S-a ales ca reactiv acidul sulfuric, fiind mult mai ieftin și mai puțin corosiv decît acidul clorhidric. Economicitatea deosebită a procedeului derivă din faptul că acidul se recirculă cu pierderi minime pe de o parte, iar pe de altă parte se poate folosi acid rezidual de la diverse industrii, care după utilizare se reface și se reintroduce în circuitul industrial ca acid proaspăt.

În același timp tehnologia nu produce noxe nici ape reziduale și nu ridică probleme tehnologice deosebite.

O instalație semiindustrială productivă, realizată lîngă zăcămînt, ar putea furniza în scurt timp date certe și chiar ameliorări ale fluxului pe baza cărora să se proiecteze, cu cea mai deplină siguranță, o instalație industrială în care să se obțină rezultate la nivelul tehnicii mondiale avansate.

BIBLIOGRAFIE

[1] Branischi, Al. *Refractaritatea sistemului serpentină -dolomită.* Acad. R.P.R., vol. I., nr. 11, 1956, p. 197—215.

[2] Kaiser, R. *Das Magnesiumsulfat-Röstverfahren.* În: Chem. Techn., R.F.G., nr. 4, 1954 p. 207—211.

[3] Negoiu, D. *Tratat de chimie anorganică.* București, Ed. tehnică, 1972.

[4] Schätzil, B. În: Chem. Techn., R.F.G., nr. 4, 1952, p. 114.

[5] Veltman, H., Evans, D. I. și Mackiu, V. N. *Reduction and Acid Pressure Leaching of Calcined Cobalt Concentrates.* În: CIM Bulletin, nr. 12, 1964, p. 1 281—1 287.

Determinarea naturii fazelor straturilor borizate

Ing. I. Spătaru
Întreprinderea „INOX" — București

CZ : 669.056.9 : 669.781

În procesul de borizare a oțelului este posibilă formarea unui strat cu structură și proprietăți diferite în funcție de călitățile mediului de borizare, a oțelului supus borizării, a temperaturii procesului și a duratei de menținere.

Potrivit diagramei de echilibru Fe—B (fig. 1) se pot forma soluții solide de B în Fe α sau Fe γ în funcție de temperatura procesului, borura Fe_2B cu un procent de 8,84 % bor în greutate și borura FeB cu un procent în greutate de 16,25 % B.

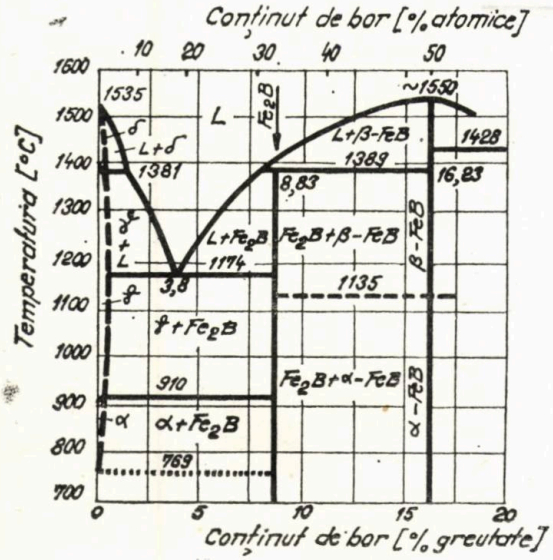


Fig. 1. Diagrama de echilibru Fe—B

Proprietățile pieselor borizate sînt indisolubil legate de structura stratului borizat obținut.

Analiza microscopică pune în evidență constituția structurală a structurilor borizate printr-o pregătire minuțioasă a probelor de cercetat; prin conducerea atacului cu reactivi a probelor metalografice se pot obține date despre natura fazelor stratului cercetat.

Analiza roentgenografică a structurilor borizate poate pune în evidență structura cristalină a diferiților consituenți structurali.

Acest lucru este posibil avînd în vedere că radiațiile Roentgen cu lungimea de undă λ ating planele rețelei unui cristal, sînt reflectate cu respectarea legii reflexiei, și anume unghiul de incidență este egal cu unghiul de reflexie.

Reflexia are însă loc numai atunci cînd unghiul de incidență θ are anumite valori precise, care depind de distanța d dintre planele reticulare ale rețelei cristaline și de lungimea de undă λ a radiațiilor Roentgen potrivit legii difracției, stabilită de Wulff — Bragg:

$$n \cdot \lambda = 2d \sin \theta \qquad (1)$$

unde n este ordinul de difracție.

Analiza structurală a structurilor borizate se efectuează folosind probe policristaline de dimensiuni reduse ($\rho \leqslant 1$ mm).

Pentru pregătirea unor astfel de probe este necesară elaborarea unei băi de borizare, care să permită borizarea unor probe subțiri cu grosimea sub un milimetru.

În acest sens s-a folosit borizarea unor ace subțiri [1] (fig. 2) din oțel OSC 8, avînd compoziția chimică conform STAS 1700/71, într-o baie de sticlă borosilicatică pe bază de silice, carbonat de sodiu, carbonat de potasiu, anhidridă borică și constituenți duri conform cu [2] modificat.

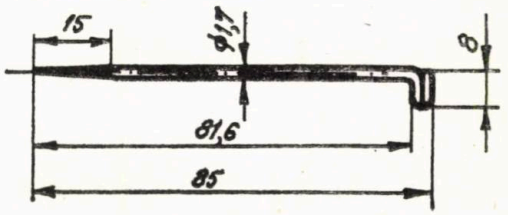


Fig. 2. Ac borizat

Studiul s-a pornit de la ipoteza existenței în stratul borizat a celor două faze Fe_2B și FeB menționate în literatură și s-a urmărit determinarea lor prin calculul distanței interplanare și a parametrilor de rețea dat de:

$$\theta^\circ = l_m[\text{mm}] \qquad (2)$$

unde l_m este distanța de la centru la liniile de difracție, obținute prin măsurare.

Difracția s-a făcut utilizînd radiația $Fe_{K\alpha}$ dată de un tub cu anticatod de Fe și s-a utilizat un filtru de mangan.

Înregistrarea s-a făcut pe un film cilindric, iar măsurarea intensității liniilor de difracție și a distanțelor dintre ele s-a făcut cu ajutorul unui microfotometru cu celulă fotoelectrică, obținînd simultan cu măsurarea gradului de înnegrire a liniilor și distanța dintre linii cu o precizie de $\pm$ 0,01 mm.

Schema de principiu este prezentată în figura 3.

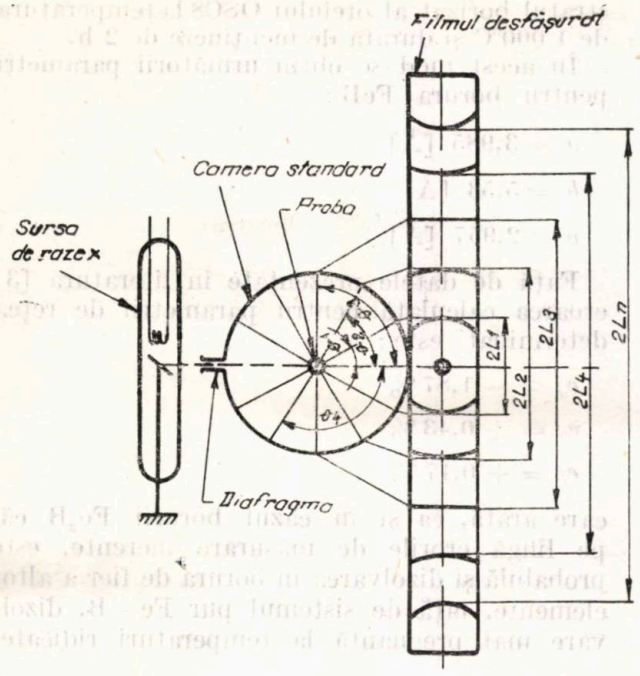


Fig. 3. Schema de principiu în metoda Debye — Scherrer

Ţinînd seamă că proba a fost obţinută prin tăierea acului la 5 mm de la vîrf şi deci grosimea este diferită de zero ($\rho = 0{,}4$ mm), în vederea folosirii pentru calcul a relaţiei (1) este necesară aplicarea unei corecţii:

$$\Delta = \rho\,(1 + \cos 2\,\theta) \qquad (3)$$

unde:

Δ este corecţia aplicată;
ρ — grosimea probei de studiat;
θ — unghiul de difracţie,

care ţine seamă de faptul că distanţele între liniile de difracţie reale sînt ceva mai mari decît cele teoretice.

În acest caz distanţa corectată $2\,l_c$ este dată de relaţia:

$$2\,l_c = 2l_m - \Delta \qquad (4)$$

Distanţele dintre planele de difracţie au fost calculate folosind relaţia (1), luînd în considerare difracţiile de ordinul I pentru care: $n = 1$, relaţia (1) devenind:

$$\lambda = 2\,d \sin\theta \qquad (5)$$

de unde:

$$d = \frac{\lambda}{2 \sin\theta} \qquad (6)$$

în care:

$\lambda = 1{,}937$ [Å], lungimea de undă cu care s-a făcut difracţia;
θ [°] $= l_c$ [mm].

Din analiza rezultatelor proprii şi compararea lor cu datele din literatură [3], [4] rezultă că la borizarea oţelului OSC 8 într-o baie de sticlă borosilicatică este posibilă obţinerea straturilor borizate monofazate, avînd structura formată din Fe_2B, prin borizarea la temperaturi de 900 şi 950°C cu durata de menţinere de pînă la 6 h (fig. 4).

Fig. 4. Microstructura oţelului OSC 8 borizat; 200 : 1; atac nital 2%

La trecerea la temperaturi mai ridicate, circa 1 000°C, este posibilă apariţia celei de-a doua faze FeB după o durată de menţinere de numai 2 h.

Acest lucru este pus în evidenţă de debyegrame prin apariţia de linii suplimentare (fig. 5, *a*, *b*, *c*, *d*).

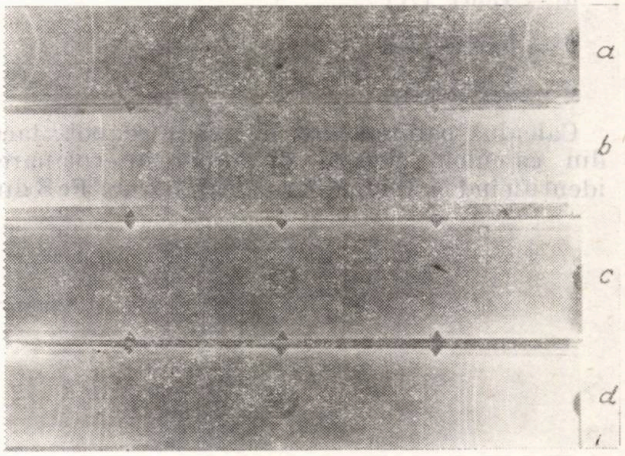


Fig. 5. Debyegrama oţelului OSC 8:
a — neborizat; *b* — borizat la temperatura de 950°C şi durata de menţinere de 3 h; *c* — borizat la temperatura de 1 000°C şi durata de menţinere de 2 h; *d* — borizat la temperatura de 1 000°C şi durata de menţinere de 4 h

Evident rezultatele prezentate sînt valabile pentru compoziţia băii astfel stabilită; la o altă compoziţie fiind posibilă obţinerea straturilor de structuri diferite într-un sens sau altul, pe lîngă temperatura şi durata procesului de borizare, compoziţia chimică a băii (a mediului de borizare) joacă un rol preponderent.

Cu distanţele interplanare calculate prin identificarea planelor cristalografice pot fi

ușor calculați parametrii de rețea atît pentru borura FeB, cît și pentru borura Fe_2B.

Borura Fe_2B cristalizează în sistem tetragonal cu parametrii rețelei :

$a = 5{,}109$ [Å]

$c = 4{,}249$ [Å] [3]

$c/a = 0{,}832$

Calculînd pentru liniile de difracție determinate media rezultatelor conduce la următorii parametri pentru borura Fe_2B :

$a = 5{,}150$ [Å]

$c = 4{,}242$ [Å]

$c/a = 0{,}8236$

Eroarea față de datele din literatură [3], [4] pentru :

$''a'' - e_a = + 0{,}80\,\%$

$''c'' - e_c = - 0{,}16\,\%$

se datorează pe de o parte erorilor de citire la măsurare, iar pe de altă parte faptului că nu s-a studiat un sistem Fe—B pur, ci un oțel borizat la care este posibilă și dizolvarea altor elemente în borura respectivă.

Borura FeB cristalizează în sistem rombic parametrii rețelei dați în literatură [3], fiind :

$a = 4{,}061$ [Å]

$b = 5{,}506$ [Å]

$c = 2{,}952$ [Å]

Calculul parametrilor de rețea se pot face din calculele pentru distanțele interplanare, identificînd indicii Miler pentru borura FeB din stratul borizat al oțelului OSC8 la temperatura de 1 000°C și durata de menținere de 2 h.

În acest mod se obțin următorii parametri pentru borura FeB :

$a = 3{,}985$ [Å]

$b = 5{,}53$ [Å]

$c = 2{,}957$ [Å]

Față de datele prezentate în literatură [3] eroarea calculată pentru parametrii de rețea determinați este :

$e_a = - 1{,}87\,\%$

$e_b = + 0{,}43\,\%$

$e_c = + 0{,}17\,\%$

care arată, ca și în cazul borurii Fe_2B că, pe lîngă erorile de măsurare inerente, este probabilă și dizolvarea în borura de fier a altor elemente, față de sistemul pur Fe—B, dizolvare mai pregnantă la temperaturi ridicate.

Concluzii

Prin difracție cu raze X s-a determinat natura fazelor formate în procesul termochimic de borizare a oțelului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Spătaru, I. *Cercetări asupra posibilităților de aplicare industrială a tratamentului termochimic de borizare.* În: Industria ușoară, nr. 11, 1977, p. 484—487.

[2] Spătaru, I. *Baie de sticlă și procedeu de tratament termochimic al aliajelor Fe—C.* Patent, hotărîre OSIM 1279 din 25.06.1977.

[3] Mirkin, L. *Spravocinik po rentgenostrukturomu analizu kristalov.* Moscova, 1911.

[4] * * * Colecție tabele A.S.T.M.

Ing. Gr. Dobrescu
Întreprinderea mecanică — Mîrşa

Unele consideraţii privind tehnologia de turnare şi domeniile de utilizare a fontelor aliate cu crom-cupru

CZ : 669.13 : 621.74

Studiul compoziţiei chimice, caracteristicilor fizico-mecanice şi structurale ale fontelor aliate cu crom-cupru au permis îmbunătăţirea calităţii turnării unor piese specifice pentru produsele autorutiere ca : cilindri de frînă, cilindri-convertizor din structura instalaţiilor de frînare, tambure de frînă cu caracteristici fizico-mecanice superioare fontelor de tip Fc200 —Fc250, reducîndu-se secţiunile pieselor cu influenţe pozitive asupra reducerii consumului de metal, şi chiar realizarea segmenţilor pentru pistoane de cilindri hidraulici de basculare utilizaţi la remorcile monoax de tip 1 RB4. Rezultate corespunzătoare s-au obţinut şi în cazul turnării discurilor de ambreiaj, utilizate la presele mecanice din dotarea întreprinderii.

La stabilirea domeniilor de utilizare a acestor fonte în cadrul întreprinderii s-au luat în considerare :

— caracteristicile fizico-mecanice impuse prin condiţiile de rezistenţă ale tipurilor de piese indicate, respectiv $\sigma_{rmin} = 20$ kgf/mm^2; $\sigma_{imin} = 36$ kgf/mm^2 pentru segmenţii de pistoane;

— creşterea durabilităţii pieselor în exploatare prin mărirea rezistenţei la uzare, la coroziune şi la presiune, inclusiv îmbunătăţirea condiţiilor de etanşeitate pentru cilindrii hidraulici;

— îmbunătăţirea condiţiilor de prelucrabilitate prin îmbunătăţirea rugozităţii suprafeţelor, condiţie esenţială pentru elementele sistemelor de frînare;

— îmbunătăţirea condiţiilor de antifricţiune.

La adoptarea proceselor tehnologice de realizare a fontelor de înaltă rezistenţă aliate cu crom-cupru s-au avut în vedere următoarele :

— excluderea dotărilor specializate atît pentru elaborare, cît şi pentru tratamente termice, devenind realizabile în condiţii normale de dotare ale întreprinderilor;

— mărimea seriilor de fabricaţie în special pentru segmenţii de piston;

— asigurarea caracteristicilor fizico-mecanice ale pieselor la valori superioare sau cu reducerea consumului de metal prin redimensionarea pieselor.

Tipurile de piese turnate corespund figurilor 1, 2 şi 3.

Corelat cu factorii indicaţi, consideraţi în analiza posibilităţilor de realizare a tipurilor de fonte de înaltă rezistenţă aliate cu crom şi cupru, precum şi cu dotările existente în cadrul întreprinderii se remarcă următoarele :

Compoziţia chimică a fontei experimentată şi folosită curent la turnarea tipurilor de piese indicate corespunde la : 3 — 3,4 %C ; 1,9 — 2,2 % Si ; 0,4—0,9 %Mn ; 0,1—0,2 %Cr ; 0,5—0,7 % Cu ; max. 0,25 % P şi max. 0,1 % Sn, compoziţia sa chimică fiind corelată cu elaborarea sa într-un

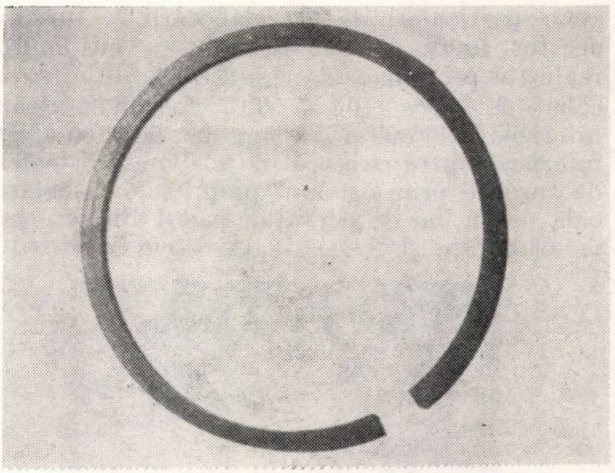


Fig. 1. Segment pentru ridicătoarele de basculare de la remorca tip 1RB4 — piesă finită nerectificată

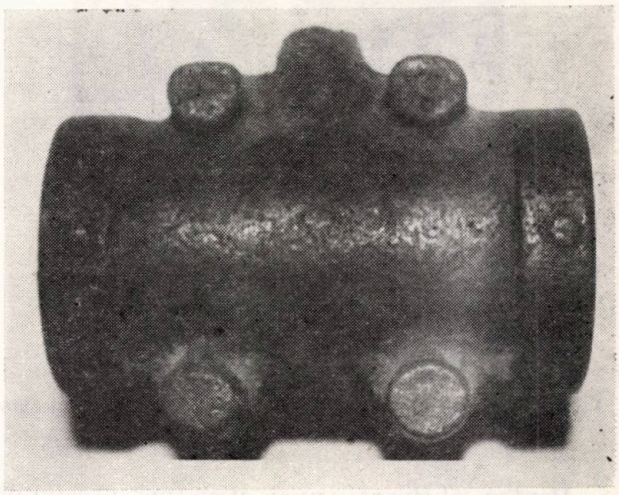


Fig. 2 Cilindru de frînă — piesă semifabricat

cuptor rotativ de tip fulmină, în care caz un conţinut mai ridicat de crom putînd conduce la pierderi mari de crom, posibilităţile de prelucrare a zgurei şi obţinerea unei zgure carbidice în acest caz fiind limitată.

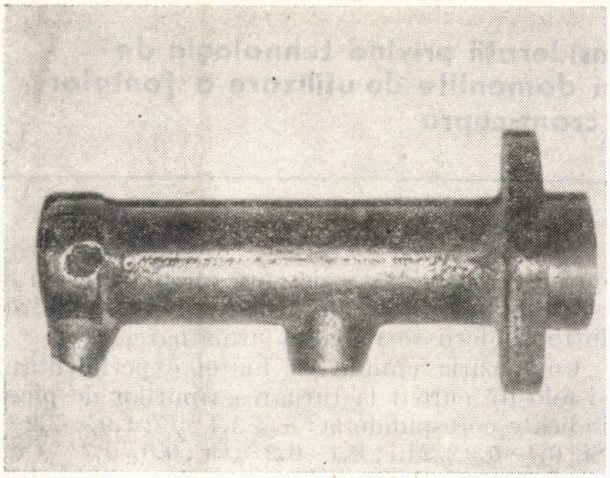


Fig. 3. Corp convertizor hidraulic — piesă semifabricat

Ca particularităţi ale elaborării şi turnării acestor fonte se remarcă alierea cu cupru, realizată prin adaos de cupru electrolitic preîncălzit la circa 700 ± 50°C, folosindu-se oala intermediară cu o capacitate de 300 kgf, interpusă între cuptorul de elaborare şi oalele de turnare prin sistemul propriu de basculare, oala permiţînd transferul de metal din cuptorul de elaborare şi respectiv în oalele de turnare.

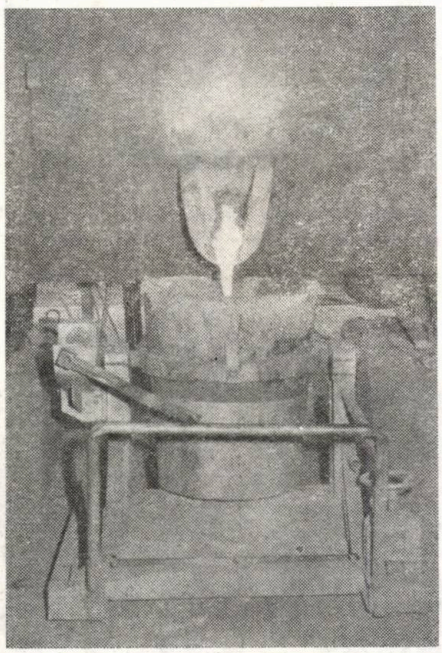


Fig. 4. Oală intermediară folosită pentru alierea cu cupru a fontei

Pentru obţinerea unei structuri precumpănitor perlitice şi excluderea feritei primare în structura fontei turnate, căptuşeala oalei de aliere şi cea a oalei de turnare s-au realizat folosindu-se mortare avînd în compoziţia lor chimică circa 10 —15 % cocs petrol sau cărbune de mangal măcinat, folosindu-se ca liant Na_2SiO_3 în proporţie de circa 4 —6 %.

Turnarea pieselor s-a realizat la uscat, formele şi miezurile fiind vopsite cu vopsea refractară pe bază de grafit, condiţie necesară de asemenea pentru asigurarea condiţiilor de structuri impuse; prezenţa feritei în masa pieselor turnate, în cazul pieselor remarcate, poate conduce la fenomene de gripare în exploatare.

În cazul turnării segmenţilor sub formă de bucşe s-a considerat necesară respectarea raportului dintre grosimea piesei turnate şi grosimea piesei finite între limitele 1, 5 şi 3, la turnarea segmenţilor pentru ridicătoarele de basculare adoptîndu-se raportul 2.

Tratamentul termic aplicat pieselor de tip cilindri hidraulici şi segmenţilor fiind îmbunătăţirea, regimurile de lucru cu caracter general de utilizare au corespuns următoarelor condiţii:

Călire — încălzire la 850 ± 10°C în cuptoare cu atmosferă de protecţie de tip endotermă sau împachetate în şpan de fontă, mediul de răcire fiind uleiul.

Revenire — încălzire la 550 ± 25°C, timpii de menţinere la temperatură corespund la cca. 2 1/2 h pentru o grosime echivalentă de 20 mm, răcirea făcîndu-se în aer.

Caracteristicile fizico-mecanice şi structurale ca valori medii — obţinute pe epruvete şi pe piese la şarjele din fontă crom-cupru cu compoziţia adoptată, turnate şi tratate termic în condiţiile remarcate, corelat cu valorile limită minime impuse, sînt indicate în tabelul 1.

Tabelul 1

Caracteristicile fizico-mecanice ale fontei aliate cu crom-cupru

Caracteristicile fizico-mecanice studiate	Valorile caracteristic lor fizico-mecanice		Obs.
	faţă de condiţiile min. de rezistenţă a pieselor şi literatură	obţinute în cadrul întreprinderii	
Rezistenţa la tracţiune σ_r, daN/mm²	min. 20	30,5	
Rezistenţa la încovoiere σ_i, daN/mm²	min. 36	51	
Duritatea, *HB*	280—320	321	
Deformaţia permanentă, %	5—8	7,2	Numai pentru segmenţi

Structurile obţinute în cazul probelor şi pieselor îmbunătăţite au corespuns unei structuri de bază de perlită fină cu grafit lamelar de mărime mijlocie şi eutectic fosforos sub formă de stea. În masa structurală nu s-a remarcat existenţa feritei sau a cementitei libere.

Pe baza rezultatelor obținute se pot trage următoarele concluzii:

— Fontele aliate cu crom-cupru pot fi elaborate și turnate în orice condiții de dotare, ele putînd fi folosite pentru turnarea pieselor de tipul studiat cu posibilități de reducere a consumurilor de material pînă la circa 20—30% prin reproiectare.

— Condițiile de șamotare a oalelor pentru aliere și turnare sau numai pentru turnare cînd capacitatea oalei permite și alierea sînt realizabile de asemenea în orice condiții de dotare.

— Prin compoziția chimică a fontelor și structura lor se asigură cumulat creșterea rezistenței mecanice la tracțiune și încovoiere, creșterea densității, compactității materialului, condiții esențiale pentru piese din structura instalațiilor hidraulice, creșterea rezistenței la coroziune și la uzare, îmbunătățirea condițiilor de antifricțiune și prelucrabilitate prin așchiere.

— La turnarea segmenților pentru piston sub formă de bucșă, respectarea raportului dintre grosimile pereților bucșei și respectiv ale piesei finite, în limita valorilor indicate, constituie condiția principală în obținerea structurii perlitice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sofroni, L. *Elaborarea și turnarea aliajelor*. București, Ed. didactică și pedagogică.
[2] Piwowarski, E. *Fonte de înaltă calitate*. București, Ed. tehnică, 1967.

Analiza posibilităţilor de apreciere a capacităţii de ambutisare a tablelor subţiri pentru caroserii auto

CZ : 621.983.3 : 669—415

În timpul operaţiilor de ambutisare, în materialul prelucrat iau naştere tensiuni şi deformaţii complexe. Ţinînd seamă şi de faptul că în industria de automobile cerinţele privind calitatea tablelor subţiri pe care le utilizează sînt dintre cele mai exigente, este necesară stabilirea unei metodologii de apreciere cît mai exactă a capacităţii de deformare a acestor materiale. De aceea, pe lîngă metodele generale de încercări (mecanice, fizico-chimice), care se aplică tuturor materialelor ce urmează a fi prelucrate prin deformare, este necesar ca tablelor subţiri pentru ambutisare să li se aplice şi o serie de metode speciale, în scopul realizării unei imagini cît mai corecte privind comportarea lor în timpul operaţiilor de ambutisare.

Se consideră că metodele de apreciere a capacităţii de ambutisare a tablelor pentru caroserii auto pot fi grupate astfel :

Încercări indirecte în cadrul cărora caracteristicile materialelor se apreciază cu ajutorul unor solicitări care nu concordă total cu cele reale (la care este supus materialul în timpul prelucrării). În această categorie pot fi incluse :

— încercări de întindere biaxială ;

— încercări de ambutisare — metoda Erichsen ;

— încercări de lărgire (K.W.I) ;

— încercări de tracţiune, utilizînd epruveta-pană.

Încercări directe, în cadrul cărora materialul este supus unor solicitări mai apropiate de cele care apar în timpul procesului de prelucrare a tablelor. În această grupă se pot include :

— încercări de ambutisare adîncă cu poanson cilindric, cu capăt plan sau emisferic — metoda Swift ;

— încercări de ambutisare conică — metoda Fukui ;

— încercări de ambutisare — metoda Engelhardt-Gross.

Încercări pentru determinarea unor parametri legaţi de proprietăţile intrinseci ale materialului ambutisat, în cadrul cărora capacitatea de ambutisare a materialului este apreciată cu ajutorul a doi indici :

— modulul (sau exponentul) de ecruisare n ;

— coeficientul de anizotropie r.

Încercări indirecte

Încercări de întindere biaxială. Ambutisarea fără subţierea materialului poate fi considerată ca o stare de solicitare plană, tensiunea normală pe tablă fiind foarte mică (practic nulă), iar variaţiile de grosime relativ mici. De aceea se poate considera că încercările care supun materialul la solicitări biaxiale pot da unele indicaţii asupra comportării la ambutisare a tablelor.

Lankford, Lambert, Tomlenov ş.a. [1], [2] au perfecţionat o metodă hidraulică utilizînd epruvete sub formă de discuri cu diametrul de 250 mm, strîns fixate pe contur. Epruveta este solicitată datorită presiunii lichidului pînă la apariţia unei deformări stabile sau pînă la rupere. Drept indice al capacităţii de ambutisare se ia adîncimea calotei rezultate şi deformaţia reală pe grosime.

Metoda prezintă unele avantaje prin faptul că rezultatele încercărilor nu sînt influenţate de frecare şi de forma matriţei. De asemenea, metoda prezintă şi o mare stabilitate, permiţînd verificarea materialului pînă la grade mari de deformare. Metoda hidraulică prezintă însă dezavantajul că nu poate înregistra o serie de fenomene, cum ar fi de exemplu curgerea materialului.

Încercări de ambutisare — metoda Erichsen. Elaborată pentru prima dată de Erichsen în 1914 [3], metoda a fost continuu îmbunătăţită, iar în prezent este standardizată în unele ţări. Metoda se bazează pe aplicarea unei forţe prin intermediul unui poanson emisferic cu diametrul de 20 mm, cu o anumită viteză, asupra unei probe strînse cu o forţă de minimum 1 000 daN, pînă în momentul apariţiei unei fisuri. Adîncimea de pătrundere a poansonului, măsurată cu precizie de 0,1 mm, reprezintă capacitatea de ambutisare a materialului (indicele Erichsen).

Încercarea de lărgire (K.W.I). Metoda a fost propusă şi experimentată de Siebel şi Pomp. Încercarea constă în ambutisarea unei epruvete circulare prevăzute cu orificiul, central, fixată pe placa activă. Solicitarea are loc pînă la apariţia unei fisuri pe marginea orificiului central (fig. 1). Încercarea permite aprecierea capacităţii de ambutisare după următoarele criterii :

— adîncimea de ambutisare — pătrunderea poansonului $= h$ (mm);

— procentul de lărgire : $\frac{d_m}{d_0} \cdot 100$

unde :

d_m = diametrul mediu după încercare :

$$d_m = \frac{d_{max} + d_{min}}{2} \quad (1)$$

d_0 = diametrul inițial al orificiului;

— gradul de neuniformitate, măsurat prin raportul:

$$\frac{d_{max} - d_{min}}{d_m} \quad (2)$$

care dă indicații asupra anizotropiei materialului.

Dezavantajul metodei constă în faptul că încercarea, imitînd ambutisarea pieselor cu orificiu central, oferă date valabile numai pentru asemenea cazuri. De asemenea, apar

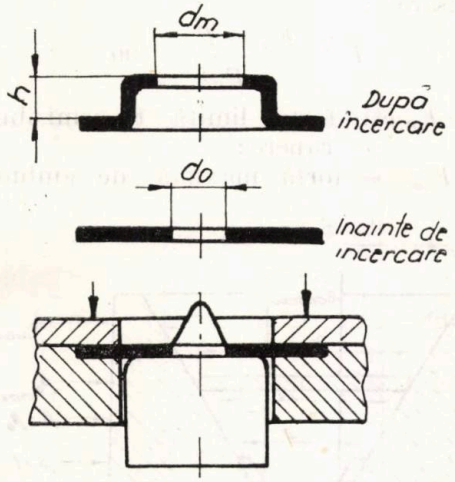


Fig. 1. Încercarea de ambutisare a unei epruvete circulare prevăzute cu orificiu central (metoda K.W.I.)

dificultăți în stabilirea momentului apariției primei fisuri marginale și în plus rezultatele încercării sînt influențate de calitatea execuției epruvetelor și frecării de poanson.

Încercări de tracțiune prin utilizarea epruvetei-pană (*metoda Sachs-Swift*). Metoda constă în tracționarea cu presiune constantă a unei epruvete în formă de pană (fig. 2, *a* — Sachs, respectiv fig. 2, *b* — Swift). Drept criteriu de apreciere a capacității de ambutisare în cazul metodei Sachs este considerat raportul B/b, unde B este lățimea inițială a epruvetei care se trage fără rupere, iar b, lățimea finală.

În cazul metodei Swift criteriul de apreciere este raportul R_0/R_1, unde R_0 este raza inițială a penei, iar R_1, raza finală. În porțiunea sub formă de pană a epruvetei apare în timpul tragerii o stare de eforturi de întindere radială și compresiune tangențială asemănătoare cu eforturile care apar în flanșa unei cupe parțial ambutisate. Prezența forțelor de frecare în zona marginilor penei și variația acestora duc însă la o dispersie a rezultatelor obținute.

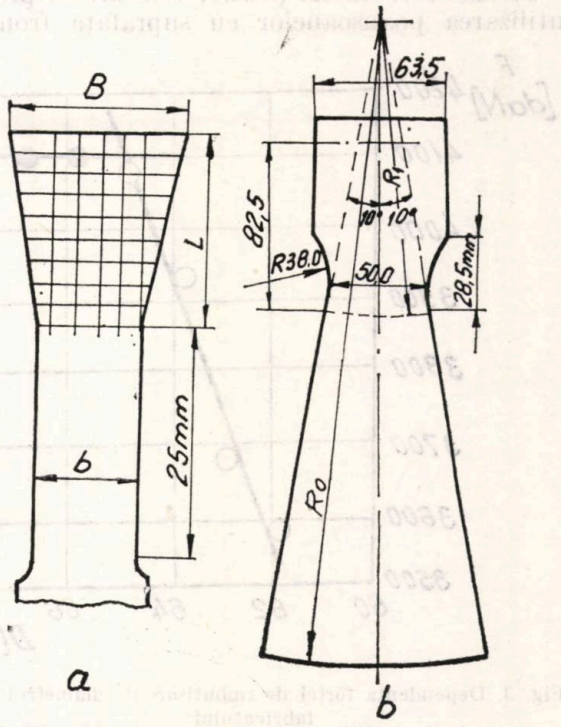


Fig. 2. Tipuri de epruvete — pană, utilizate la încercarea de tracțiune, metoda Sachs-Swift :
a — metoda Sachs; *b* — metoda Swift

Încercări directe

Încercări de ambutisare adîncă cu poanson cilindric cu capăt plan sau emisferic. Metoda constă în ambutisarea unei epruvete circulare cu ajutorul unui poanson cilindric. Prin încercări repetate se determină valoarea maximă a diametrului epruvetei (D_{max}), ambutisate fără fisurare. Drept criteriu de apreciere a capacității de ambutisare se consideră raportul limită D_{max}/d_p, unde d_p este diametrul poansonului. Rezultatele încercărilor la ambutisare cu poanson cilindric depind de mai mulți factori: dimensiunile și forma plăcii de ambutisare și poansonului, jocul dintre ele, valoarea forței de reținere, frecarea etc. De aceea, pentru simplificarea încercărilor de acest tip s-au propus diferite metode de determinare a mărimilor caracteristice :

a) Metoda stabilită de Esser și Arend [4], [5] utilizează dependența dintre forța de ambutisare și diametrul epruvetei, care are un caracter liniar, precum și faptul că forța de ambutisare este constantă pentru diametrul la care apare fisurarea fundului cupei la ambutisare (fig. 3). Se încearcă două epruvete cu diametrul D_1 și D_2, care se ambutisează fără fisurare, și două epruvete de diametrul D_3 și D_4, la care apare fisurarea. Punctul de intersecție

a acestor drepte marchează diametrul limită care, raportat la diametrul poansonului, dă valoarea raportului limită de ambutisare (D_{max}/d_p).

b) Alţi cercetători (Swift, Wilson) au propus utilizarea poansoanelor cu suprafaţa frontală

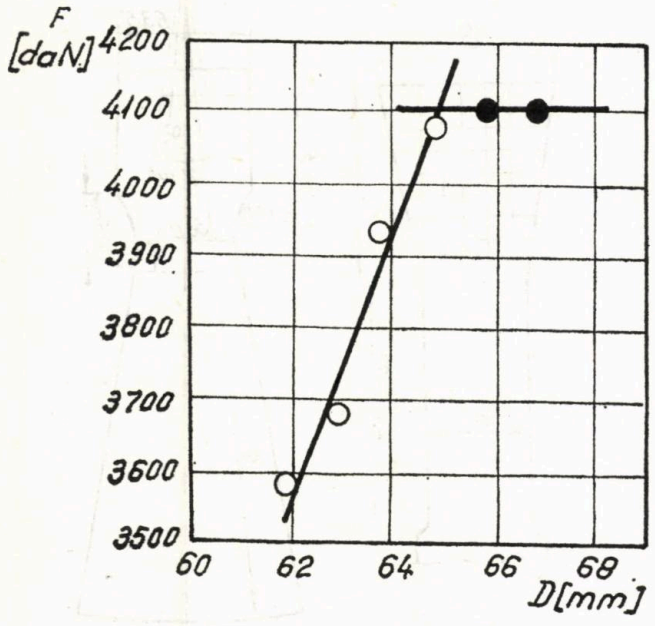


Fig. 3. Dependenţa forţei de ambutisare de diametrul semifabricatului

avînd o altă formă decît cea plană, deoarece în timpul ambutisării la fundul cupei materialul este supus unor tensiuni de întindere şi compresiune mai apropiate de condiţiile de solicitare de la ambutisarea tablelor. În acest caz coeficientul de ambutisare poate caracteriza cel mai bine comportarea tablelor la ambutisare.

c) Dezvoltînd metoda de încercări cu poanson cu capăt emisferic, Rogoza [6] a propus drept criteriu de apreciere a capacităţii de ambutisare coeficientul I_{max}, caracterizat de raportul :

$$I_{max} = \frac{K_{max}}{P_{max}} \qquad (3)$$

unde : $P_{max} = \frac{F_{max}}{V}$ (forţa maximă de ambutisare raportată la volumul deformat al epruvetei);

$K_{max} = \frac{D_{max}}{d_p}$ = limita de ambutisare.

Încercări de ambutisare conică (metoda Fukui). Metoda constă în ambutisarea unor epruvete disc cu diametrul de circa 50 —70 de ori mai mare decît grosimea, în matriţe conice ($2\alpha = 60°$) fără dispozitiv de reţinere [7]. Procedeul poate fi folosit drept metodă de apreciere a capacităţii de ambutisare (fig. 4).

Fukui şi colaboratorii au propus două criterii pentru aprecierea capacităţii de ambutisare :

a — criteriul limită de ambutisare (în cazul utilizării poansonului emisferic);

b) — criteriul raport diametral (în cazul utilizării poansonului plat).

În primul caz, raportul limită de ambutisare este exprimat prin relaţia :

$$\beta_{0\,max} = \frac{D_{0max}}{d_p}, \qquad (4)$$

fiind obţinut prin folosirea relaţiei dintre F_{max} şi diametrul epruvetei D_0.

În al doilea caz, capacitatea de ambutisare este stabilită în funcţie de gradul de deformare pe care-l suportă epruveta pînă la rupere. Raportul diametral este :

$$\eta_0 = \frac{D}{D_0} \qquad (5)$$

în care : D_0 este diametrul iniţial al epruvetei;
D — diametrul după ruperea epruvetei.

Încercări de ambutisare — metoda Engelhardt-Gross. Această metodă [8], [9] se bazează pe determinarea „rezervei capacităţii de ambutisare" :

$$T = \frac{F_R - F_{max}}{F_R} 100 \qquad (6)$$

în care F_R este forţa limită transmisibilă de rupere;
F_{max} — forţa maximă de ambutisare.

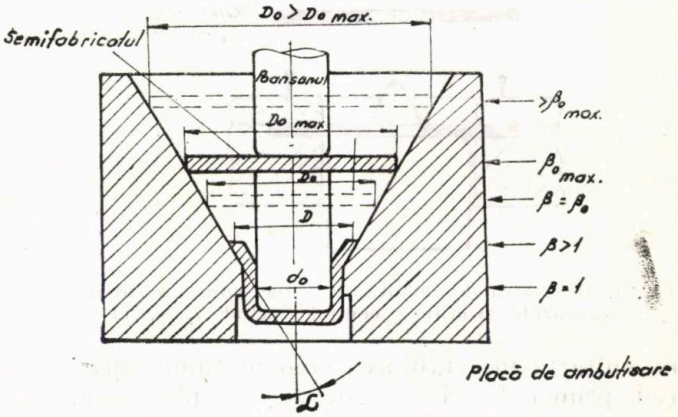


Fig. 4. Încercarea de ambutisare conică (metoda Fukui)

Încercările se realizează pe epruvete circulare fixate cu ajutorul inelelor de reţinere cu forţe date. Ambutisarea se efectuează pînă în momentul atingerii forţei maxime (pct. M, fig. 5), după care începe să scadă pînă în A. În acest moment marginea epruvetei este puternic fixată şi se continuă ambutisarea pînă la rupere (punctul R), rezerva de forţă fiind complet epuizată.

Valoarea indicelui T depinde de dimensiunile epruvetei şi poansonului (raportul de ambutisare).

Această metodă furnizează informaţii utile privind granulaţia materialului studiat (după aspectul suprafeţei şi al zonei rupte), precum şi date referitoare la anizotropia materialului

(după tendința de formare a „urechilor" la flanșa piesei ambutisate).

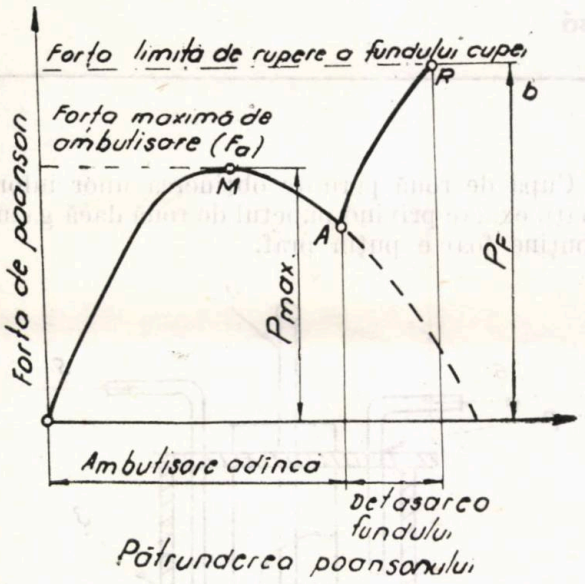


Fig. 5. Curba forței la deplasarea poansonului, în cazul încercării de ambutisare (metoda Engelhardt)

Determinarea modulului de ecruisare și a coeficientului de anizotropie. Cercetările [10] — [12] au demonstrat că pentru aprecierea corectă a capacității de ambutisare a tablelor subțiri este necesar să se facă apel la proprietățile intrinseci ale materialului, pentru a căror apreciere se utilizează modulul de ecruisare și coeficientul de anizotropie.

Modulul de ecruisare n se determină din curba caracteristică reală :

$\sigma_{real} = C \cdot \varepsilon^n$, scrisă sub formă logaritmică,

$$\ln \sigma_{real} = \ln C + n \ln \varepsilon$$

unde : C este o constantă a materialului respectiv ;

n — modulul (exponentul) de ecruisare ;

ε — deformația reală (dată de relația $\varepsilon = \ln \frac{L_i}{L_0}$) ;

σ_{real} — tensiunea reală exprimată prin raportul $\frac{F_i}{A_i}$ (forța raportată la suprafața epruvetei în momentul citirii forței).

Coeficientul de anizotropie r reprezintă o caracteristică a deformațiilor prin compresiune tangențială. Se poate determina cu raportul :

$$r = \frac{\ln \frac{b_0}{b}}{\ln \frac{b \cdot L}{b_0 L_0}}$$

în care L_0, L, b_0, b reprezintă lungimile, respectiv lățimile inițială și finală măsurate pe o epruvetă supusă unei încercări de tracțiune la o valoare a deformației specifice cuprinsă între 0,15 și 0,20.

Metodele de determinare a coeficienților n și r se bazează pe utilizarea încercărilor de tracțiune pe mașini universale de încercat [11], [13].

Din prezentarea acestor metode de apreciere a capacității de ambutisare se constată că solicitările la care este supus materialul în timpul încercării nu concordă întotdeauna cu cele reale (la care este supusă tabla în timpul prelucrării prin ambutisare). Se poate trage concluzia că aceste metode nu constituie încă mijloace precise și concludente pentru aprecierea capacității de ambutisare a tablelor subțiri pentru caroserii auto.

Se menționează că în stadiul actual al dezvoltării studiilor, nici una din încercările de mai sus nu poate fi acceptată singură ca putînd să furnizeze un criteriu fundamental și satisfăcător pentru capacitatea de ambutisare adîncă a tablelor. În general, pentru același material se aplică mai multe tipuri de încercări, grupate în funcție de solicitările la care este supusă tabla în timpul prelucrării ulterioare, precum și de forma reperului ce urmează a se obține prin ambutisare [14].

BIBLIOGRAFIE

[1] Lankford, W. T. În: Trans. A.S.M., vol. 22, nr. 87, 1948, p. 66—82.

[2] Lambert, W. N. ș.a. În: Journal Metals, vol. 12, nr. 11, 1960, p. 857—860.

[3] Erichsen, A. M. *Ein neues Prüfverfahren für Feinblech.* În: Stahl und Eisen, 34, 1914, p. 879—882.

[4] Esser, H. și Arend, H. În: Anz. Maschinenwesen, 87, 1940, p. 140—144.

[5] Esser, H. și Arend, H. În: Archiv Eisenhüttenwesen, 14, nr. 5, 1940—41, p. 272—281.

[6] Rogoza, G. D. În: Stal, nr. 9, 1952, p. 81.

[7] Fukui, S. În: Scientific Papers of Institute of Phys. and Chem. Research, vol. 34, 1938, p. 1422—1527 și vol. 35, 1939, p. 377—385.

[8] Engelhardt, W. *Verfahrensgerechte Tiefziehprüfung.* În: Fertigungstechnik, 8, nr. 12, 1958, p. 530—537.

[9] Engelhardt, W. *Ein neues Tiefziehprüfverfahren.* În: Technisches Zentralblatt für praktische Metallbearbeitung, 54, nr. 11, 1960, p. 564—567.

[10] Stănescu, I. *Contribuții la determinarea și îmbunătățirea capacității de ambutisare a tablelor subțiri.* Teză de doctorat, București, 1969.

[11] Roșca, A. *Determinarea capacității de ambutisare a tablelor.* I.C.P.T.C.M.—O.I.D.C.T. 8, București, 1975.

[12] Schmit, W. În: Bleche, Rohre, Profile, nr. 4, 1973.

[13] Teodorescu, M. și col. *Cercetări asupra capacității de ambutisare a tablelor subțiri laminate la C.S. Galați.* În: Lucrările Ses. șt. „Tehnologii noi de fabricație în construcția de mașini", Universitatea din Galați, noiembrie, 1975, p. 59—62.

[14] Teodorescu, M. *Necesitatea și oportunitatea precizării unor criterii de prelucrabilitate a metalelor în vederea standardizării lor.* În: Standardizarea română, vol. 23, nr. 12, 1971, p. 620—625.

Conf. dr. ing. M. Teodorescu, ing. Ana Doniga, ing. D. Nicoară
Universitatea din Galați
și ing. I. Ovezea
Combinatul siderurgic — Galați

Determinarea experimentală a punctului de rouă la gazele din metalurgia neferoasă

CZ : 669.2/8 : 543.27

Punctul de rouă este temperatura la care vaporii cu o anumită presiune se află în echilibru. În acest punct, răcind vaporii la presiunea p = constant, sistemul trece din starea de vapori nesaturați în starea de vapori suprasaturați (fig. 1), avînd ca efect începutul condensării, cu apariția primelor porțiuni de fază condensată.

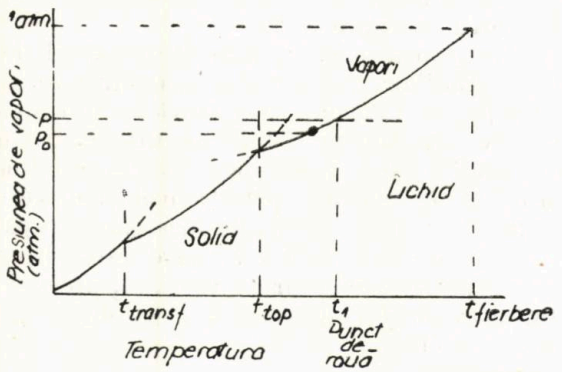


Fig. 1. Dependența presiunii de vapori de temperatură

Punctul de rouă este un parametru al bunei funcționări a cicloanelor și filtrelor electrice utilizate la desprăfuirea gazelor din metalurgia neferoasă. În aceste instalații trebuie să se asigure astfel de valori ale temperaturilor de intrare și repectiv de ieșire a gazelor care să fie inferioare punctului de rouă al gazelor. În felul acesta se preîntîmpină apariția apei condensate, care produce coroziunea elementelor metalice ale instalațiilor de desprăfuire.

Pentru determinarea punctului de rouă al gazelor se pot utiliza aparate cu cupă de rouă, cu electrozi metalici, cu oglindă, cu cloruri sau cameră de ceață.

Cele mai indicate aparate sînt primele două, dar se pot utiliza în unele cazuri și celelalte tipuri.

Aparat cu cupă de rouă. Este cel mai simplu aparat de măsurare a punctului de rouă. Aparatul are ca element de bază o cupă (cilindru) din cupru lustruit și cromat (fig. 2).

Proba de gaz spală cupa în exterior. Suprafața cupei se răcește progresiv fie prin introducerea unor bucăți de gheață carbonică în acetonă, fie prin barbotarea de aer în eter, fie prin insuflare de CO_2 pînă la apariția unei ușoare aburiri în momentul atingerii punctului de rouă. Temperatura (punctul de rouă) se măsoară cu ajutorul unui termometru introdus în cupă.

Cupa de rouă permite obținerea unor informații exacte privind punctul de rouă dacă gazul conține foarte puțin praf.

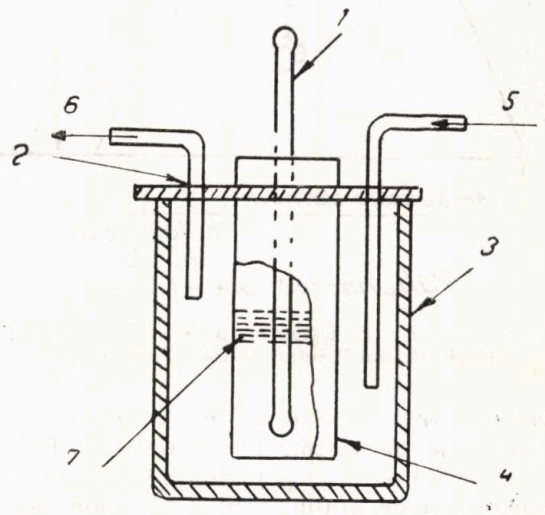


Fig. 2. Aparat cu cupă de rouă pentru măsurarea punctului de rouă :
1 — termometru; *2* — capac; *3* — vas de sticlă Yena (pyrex); *4* — cilindru polizat; *5* — tub de intrare; *6* — tub de ieșire; *7* — lichid și gheață uscată

Aparat cu electrozi metalici. Este un aparat care utilizează doi electrozi de platină, pe care condensează umiditatea din gaze închizînd circuitul electric (fig. 3).

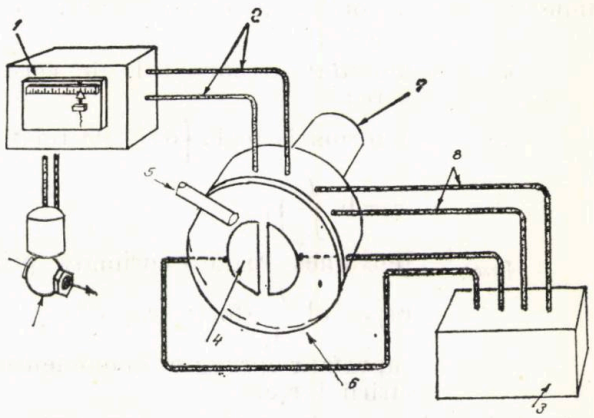


Fig. 3. Schema aparatului cu electrozi metalici :
1 — potențiometru; *2* — termoelement; *3* — releu electronic; *4* — electrozi; *5* — probe de gaz; *6* — izolație de sticlă; *7* — răcitor; *8* — preîncălzitor; *9* — ventil de reglare

La închiderea circuitului electric se înregistrează temperatura punctului de rouă cu ajutorul sistemului termoelement — potențiometru.

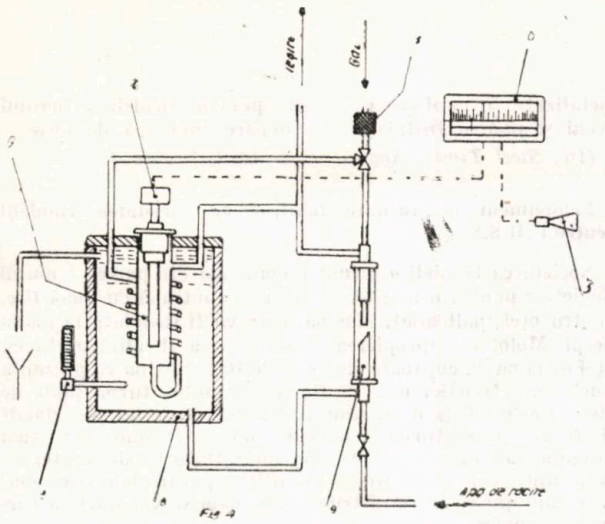


Fig. 4. Schema aparatului de clorură de litiu pentru determinarea punctului de rouă:

1 — cameră de lucru; *2* — traductor de umiditate; *3* — filtru; *4* — regulator de temperatură; *5* — semnalizator de alarmă; *6* — pîlnii pentru apă de răcire; *7* — termometru; *8* — răcitor; *9* — aparat de control

După efectuarea unei determinări, camera de gaz şi electrozii se încălzesc pentru uscare.

Metoda asigură rezultate bune mai ales pentru gaze cu conţinut redus de praf.

Aparat cu clorură de litiu. Se bazează pe capacitatea mare de absorbţie a apei de către clorura de litiu.

Schema instalaţiei este prezentată în figura 4.

Detectorul aparatului este un tub metalic învelit într-o bandă de sticlă impregnată cu LiCl.

Banda este înfăşurată cu două sîrme de argint şi învelită cu tablă perforată de protecţie.

Clorura de litiu absorbind apa din gaze devine conducătoare de electricitate. Trecînd un curent electric prin sîrmele de argint, acestea se încălzesc şi LiCl se usucă, iar curentul se întrerupe.

Temperatura se determină cu ajutorul unui element sensibil din interiorul tubului.

Dr. ing. P. Moldovan, dr. ing. Lucia Tocaci şi dr. ing. E. Florian
Institutul politehnic — Bucureşti

DOCUMENTARE

Instalaţie „plutitoare" de reducere directă

La al III-lea Congres internaţional de siderurgie (Chicago, aprilie 1978), firma Midrex Corp. a prezentat concepţia instalaţiei „plutitoare" de reducere directă a minereului de fier. Pe o platformă plutitoare vor fi amplasate instalaţiile de reducere directă cu o capacitate anuală de producţie de 100 pînă la 600 mii t burete de fier. Perioada de construcţie a acestor instalaţii ar fi de circa 24 luni. Avantajele soluţiei de mai sus constau din „elasticitatea" privind amplasarea instalaţiei utilizînd gazele naturale din zăcămintele apropiate de ţărm, posibilitatea unui transport uşor al minereurilor de fier şi al buretelui de fier pe calea mării, precum şi posibilitatea construirii rapide a unor asemenea instalaţii din prefabricate.

(În: *Stahl und Eisen, R.F.G. nr. 14, 1978, p. 722*)

Prima etapă de construire a combinatului metalurgic Oskol de la Kursk

Lucrările pentru realizarea primei etape de construcţie a Combinatului metalurgic Oskol au fost începute la firma Salzgitter Industriebau GmbH,în luna ianuarie 1978. Valoarea comenzii, care cuprinde livrarea părţilor principale ale instalaţiei de peletizare cu o capacitate anuală de producţie de 2,5 mil. t pelete, instalaţia pentru pregătirea pulpei şi a apei, lucrările de construcţie a primei etape împreună cu instalaţia de reducere directă (livrată de firma Korf) este de 185 mil. DM. Transportul hidraulic al concentratelor de minereu de fier cu ajutorul unei conducte cu lungimea de 26,5 km de la uzina de preparare a minereurilor din Lebedinsk la instalaţia de peletizare este foarte interesant, deoarece se face cu ajutorul celei mai lungi conducte de minereu din Europa. În acest domeniu, firma Salzgitter desfăşoară de 10 ani cercetări proprii. Conducta de la Kursk este construită din ţevi fără sudură, izolate în exterior şi cu protecţie catodică anticorosivă. Grosimea pereţilor este de 14,2 mm, iar diametrul exterior este de 323,9 mm. Conducta este astfel amplasată încît abaterile de la nivel nu pot depăşi 10%. Amestecul de minereu şi apă trece prin conductă cu o viteză de 5—6 km/h.

(În: *B.H.M., Austria, nr. 7, 1978, p. 239—240*)

Productivitatea furnalelor

Conform unui raport al Federaţiei Japoneze a Fontei şi Oţelului ,Japonia ocupă primul loc în lume sub aspectul productivităţii furnalelor. Această productivitate este măsurată prin cantitatea medie de fontă produsă de un furnal la 24 h şi ea este în Japonia de 4 680 t, în Iran — 3 150 t, Olanda — 2 740 t, Italia — 2 685 t, U.R.S.S. — 2 007 t, şi S.U.A. — 1 723 t. Cel mai mare număr de furnale îl au Statele Unite (183), urmate de U.R.S.S. (175), R.F.G. (83), Japonia (68), Franţa (60), Belgia (46) şi Brazilia (40). Marea Britanie are 41 furnale, însă cîteva dintre ele sînt scoase din exploatare. Cea mai mare capacitate de producţie a furnalelor o are Uniunea Sovietică (130 mil. t anual), urmată de Japonia (116), S.U.A. (115,2), R.F.G. (50) şi Franţa (27,8).

(În: *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6298, p. 36*)

O miniuzină în nordul Portugaliei

Miniuzina Maia din nordul Portugaliei, amplasată la o distanţă de 35 km de portul Oporto, aparţine firmei de stat Siderurgia Nacional E.P. Uzina a fost construită de concernul Davy Ashmore International Ltd. în 1976. Materia primă folosită este fierul vechi. Capacitatea anuală de producţie a uzinei este de 300 mii t produse finite. Cuptoarele electrice cu arc au fost construite şi livrate de concernul Demag, laminoarele, de concernul englez Davy-Loevy Ltd. Miniuzina a fost planificată în aşa fel încît în viitor pot fi amplasate două cuptoare cu arc suplimentare, o a doua instalaţie de turnare şi încă un laminor degrosisor. În afară de acestea, mai sînt prevăzute spaţii pentru încărcarea şi retopirea peletelor metalizate în cuptoarele cu arc, pentru încălzirea fierului vechi şi pentru instalaţia de turnare continuă de serie.

(În: *Steel Times, Anglia nr. 3, 1978, p. 37—42*)

Echipament de turnare fabricat de societatea Danielli pentru U.R.S.S.

Societatea Danieli a primit o comandă din partea Uniunii Sovietice pentru o maşină de turnare continuă cu două fire, pentru oţel înalt aliat. Maşina, care va fi instalată la uzina Serpi Molot din apropierea Moscovei, va fi alimentată cu oţel de la patru cuptoare electrice de 10 t. Maşina va prezenta unele caracteristici noi. Pe fir se vor putea turna ţagle de 100—160 mm², la o lungime finită de 4,2 m, iar pe celălalt fir se vor putea turna sleburi de 160 × 470 mm cu aceeaşi lungime sau ţagle de 140—160 mm². Datorită diferenţei de rază dintre cele două fire, se vor utiliza paturi de răcire separate suprapuse. Între distribuitor şi oală se va practica turnarea acoperită.

Activitatea de construcţii va fi realizată de U.R.S.S., după proiectele societăţii Danieli, iar partea italiană va livra maşina dotată cu un sistem de control automat al nivelului cristalizorului, cu un dispozitiv de marcare pentru ţagle şi sleburi, cu instalaţie de tratare a apei cu accesorii, piese de schimb şi materiale refractare.

Instalaţia, a cărei valoare se ridică la peste 5 mil. £, se va achita în cadrul unui contract de credit între Italia şi U.R.S.S. Livrarea se va încheia la începutul anului 1980. Societatea Danieli a mai stabilit relaţii cu U.R.S.S. în domeniul turnării continue, prin semnarea la începutul anului 1978 a unui contract de licenţă în vederea construirii şi vînzării maşinilor sovietice de turnare continuă orizontală pentru oţel în Europa Occidentală.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6328, 1978, p. 38*)

A doua maşină de turnare comandată de societatea Thyssen societăţii Sack

Societatea Thyssen AG a încheiat un contract cu societatea Sack GmbH pentru proiectarea şi construirea celei de-a doua maşini de turnare continuă cu două fire, cu o capacitate de 1,5 mil.t sleburi pe an, cu o lăţime de 1 600—2 400 mm şi o grosime de 200—300 mm. Maşina va fi instalată la uzina Beeckerwerth, unde va fi dată în funcţiune în 1980.

Aceasta este a doua maşină de turnare a sleburilor comandată de societatea Thyssen la societatea Sack. Prima este instalată de la uzina Bruckhausen. La uzina Beeckerwerth se găseşte deja o maşină de turnare continuă pentru sleburi, cu două fire, fabricată de societatea Demag. Această maşină de 1,2 mil. t a fost instalată în 1974.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6333, 1978, p. 38*)

Laminorul de tablă de la Oita înregistrează recorduri la consumul de combustibil

Noul laminor de tablă de la uzina Oita a societăţii Nippon Steel Corp., dat în funcţiune în ianuarie 1977, a stabilit recorduri la consumul de combustibil în cuptorul de reîncălzire a sleburilor, consum în valoare de 285 mii kcal în luna octombrie şi 280 mii kcal în luna noiembrie 1977.

Consumul mediu lunar de combustibil la laminoarele de tablă din Japonia a fost de 360—400 mii kcal/t de sleburi, iar cel mai bun rezultat obţinut pînă acum a fost de mai puţin de 300 mii kcal. După evaluările societăţii Nippon Steel, diferenţa dintre 380 mii kcal şi 280 mii kcal va duce la economii anuale de aproximativ 300 mil. Y (1,25 mil. $).

Eforturile depuse de specialiştii societăţii de a rezolva problemele tehnologice ridicate de funcţionarea diferitelor tipuri de cuptoare de încălzire au dus la înregistrarea de noi recorduri. Fiecare îmbunătăţire adusă este încorporată în cuptoarele de reîncălzire reproiectate în cadrul programului uzinei de conservare a energiei. S-au tras următoarele concluzii :

— În majoritatea cuptoarelor de reîncălzire continuă a sleburilor se utilizează recuperatoare pentru preîncălzirea aerului de combustie de la căldura gazelor arse. În cuptoarele de reîncălzire din uzina de țevi s-a instalat, pentru prima dată în Japonia, un dispozitiv de preîncălzire cu jet, cu viteză mare, pus la punct de societatea Kawasaki Heavy Industries; acest dispozitiv refolosește gazele arse la 400—450°C, care ies din recuperator, pentru preîncălzirea sleburilor pînă la 170—180°C, prin dirijarea directă a gazelor arse spre sleburi. Această metodă permite o utilizare suplimentară a energiei. Camera dispozitivului de preîncălzire cu jet de viteză mare a fost amplasată în fața zonei de preîncălzire a cuptorului.

— Lungimea vetrei cuptorului a crescut cu 10 m față de 30—40 m la vetrele obișnuite. Ca urmare, temperatura gazelor arse a fost redusă la 700 °C față de 800°C, conform metodelor convenționale; diferența de aproximativ 100°C este utilizată cu eficiență în cuptor.

— Cuptorul și ușile lui au fost complet etanșate. În plus, îmbunătățirile aduse în funcționare cuprind următoarele:

— pentru reducerea fluxului de aer inutil din cuptor, cantitatea de oxigen din gazul ars este măsurată cu ajutorul unui aparat de măsură pentru oxigen, în vederea reglării exacte a fluxului aerului de ardere;

— reglarea temperaturii cuptorului în timpul opririi laminorului de tablă este riguros controlată pentru eliminarea pierderilor în consumul de energie;

— timpul necesar pentru deschiderea și închiderea ușilor la încărcarea și descărcarea sleburilor a fost redus, în vederea prevenirii scăderii temperaturii din cuptor.

Consumul lunar de combustibil pe tona de sleburi la uzina de tablă a fost de 335 mii kcal în luna aprilie, de 323 mii kcal în luna iulie, de 285 mii kcal în luna octombrie și de 280 mii kcal în luna noiembrie. Laminorul de tablă de la uzina Oita are o capacitate de producție de 110 mii t/lună, iar lungimea cilindrului este de 5,5 m. Cuptoarele de reîncălzire continuă sînt de tipul cu vatră pășitoare.

(În: *Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 5, 1978, p. 38*)

Table „Jumbo" la societatea Kawasaki

Societatea Kawasaki Steel a anunțat că poate oferi în prezent tablă groasă de 5 300 mm lățime, 350 mm grosime și cu o greutate maximă de 95 t. După cum afirmă societatea, acest tip de tablă prezintă performanțe maxime de lățime, grosime și greutate față de cea apărută pe piața oțelului pînă în prezent, fiind deosebit de convenabilă pentru componentele unei centrale nucleare, pentru recipiente sub presiune și pentru alte piese de dimensiuni mari. De asemenea, acest tip de tablă prezintă numeroase avantaje în practică. Lățimea mare a tablei determină o reducere considerabilă a numărului de cusături la sudură și, prin urmare, a numărului de ore-om necesare pentru operația de sudare. În plus, din această tablă se pot fabrica funduri și capace pentru recipientele de reactoare chimice.

Societatea Kawasaki obține această tablă prin laminarea sleburilor forjate, de 110 t, la laminorul de tablă nr. 2 de la uzina Mizushima. Sleburile sînt forjate la o presă hidraulică de 6 000 t, în cadrul aceleiași uzine, din lingouri mari de oțel de convertizor, care a fost degazat de două ori într-un recipient de rafinare în oală Asea-SKF de 135 t.

Aceste table „Jumbo" conțin puține impurități, fiind caracterizate prin rezilință ridicată, omogenitate mare și lipsa defectelor interne.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, 1978, nr. 6326, p. 41*)

Construirea unei uzine de aluminiu în Carolina de Sud

Alumax Inc., filială comună a Amax Inc. și a două societăți japoneze, a anunțat obținerea autorizației de construire în apropierea orașului Charleston, din Carolina de Sud, a unei uzine de aluminiu în valoare de 400 mil $, a cărei capacitate anuală de producție se va ridica la 197 mii t.

Lucrările de construcție au început în toamna anului 1978. Capitalul acestei societăți este deținut în proporție de 50% de Amax, 45% de Mitsui and Co și 5% de Nippon Steel.

Aceeași societate anunță că au început lucrările de construcție, în Maryland, a unor instalații ce vor putea produce anual 176 mii t aluminiu. Instalațiile sînt construite în asociație cu Howneet Aluminium Corp., filială a Pechiney-Ugine-Kuhlmann. Alumax Inc. mai anunță montarea unei serii de cuve de 91 mii t la Eastalco.

(În: *Mines et Métallurgie, Franța, nr. 141, iul.—aug.—sept., 1978, p. 13*)

O nouă metodă de obținere a aluminiului

Societatea Alcoa și ERDA (U.S. Energy Research Development Association) vor studia la o uzină-pilot fezabilitatea unei noi metode de fabricare a Al prin reducere, ca la furnale, utilizînd cărbunele în locul electricității și minereuri cu conținut redus de Al. Economia de energie ar putea ajunge la 50%.

(În: *Mines et Métallurgie, Franța, nr. 141, 1978, p. 12*)

Al XII-lea Congres al I.I.S.I. (Colorado Springs — S.U.A.

Al XII-lea Congres al Institutului Internațional al Fonte și Oțelului, la care au participat circa 300 oțelari din 41 țări, s-a desfășurat la Colorado Springs (S.U.A.), între 2—4 oct. 1978. În cadrul congresului au fost dezbătute următoarele probleme:

— situația pe piața metalelor feroase din statele capitaliste;

— investigarea și exploatarea rezervelor submarine de minereuri de mangan;

— rezervele de materii prime minerale din regiunile vestice ale Statelor Unite.

Prima Conferință Națională „Terminologia științifică tehnică și profesională" (5—6 iunie 1978, Varșovia)

Între 5 și 6 iunie 1978 s-a desfășurat la Varșovia prima Conferință Națională avînd ca temă terminologia științifică, tehnică și profesională, organizată sub auspiciile Academiei de Științe din Polonia. În cadrul conferinței au fost prezentate următoarele referate: Terminologia și normalizarea; Terminologia tehnică și NOT (Organizația superioară a tehnicienilor); Concepții editoriale privind dicționarele de specialitate și probleme de terminologie; Lucrări privind terminologia-probleme și propuneri organizatorice. Discuțiile din cadrul conferinței s-au desfășurat îndeosebi privind textul proiectului de hotărîre, avînd ca scop unificarea și punerea la punct a terminologiei în toate domeniile științei.

REVISTA REVISTELOR

Metallurghiceskaia i gornorudnaia promîşlennost, U.R.S.S., nr. 3, 1978

Mărirea calităţii fontei pe seama stabilizării conţinutului zgurei, p. 3 — *Alegerea criteriului de distribuţie radială a gazului*, p. 5 — *Eficienţa reconstruirii fabricii de aglomerare şi asimilarea fabricării aglomeratului răcit la uzina metalurgică Kommunarsk*, p. 7 — *Cinetica solidificării metalului din maselota lingoului în contact cu căptuşeala de compoziţie diferită*, p. 11 — *Îmbunătăţirea calităţii oţelului ca urmare a rafinării*, p. 13 — *Mărirea eficienţei izolaţiei termice a maselotei de la lingourile lăţite în partea de jos*, p. 14 — *Mărirea preciziei de laminare a profilelor cu flanşă în condiţii de instabilitate mare a temperaturii*, p. 16 — *Procedeu raţional de calibrare a grinzilor I*, p. 18 — *Rezistenţa cilindrilor de lucru de la laminoarele de tablă la rece*, p. 20 — *Cauzele apariţiei diferenţei de grosimi ale eboşelor şi ţevilor pe agregatul de laminare continuă a ţevilor TPA 30—102 şi măsurile de înlăturare a acestora*, p. 22 — *Lungimea zonei de încălzire a marginilor semifabricatului pentru ţevi la sudarea cu frecvenţă înaltă a ţevilor din oţel carbon*, p. 24 — *Calculul regimului raţional de deformare la trefilarea sîrmei*, p. 27 — *Compoziţia optimă a oţelului pentru şine şi elaborarea tehnologiei de fabricare a acestuia*, p. 30 — *Influenţa compoziţiei chimice a oţelului şi a nivelului rezistenţei asupra proprietăţilor roţilor c.f. laminate în întregime*, p. 31 — *Tratamentul termic al osiilor vagoanelor, obţinute prin laminarea transversală elicoidală*, p. 34 — *Decarburarea oţelului pentru arcuri GOC2*, p. 35 — *Influenţa temperaturii de fasonare asupra proprietăţilor ţevilor din oţel cu conţinut mediu de carbon*, p. 36 — *Îmbunătăţirea utilizării combustibilului la cuptoarele circulare de la instalaţiile în pas de pelerin 5—12 la uzina K. Liebknecht*, p. 38— *Arderea încălzitoarelor electrice carburosilicioase*, p. 40 — *Utilizarea unsorii profilactice „niogrin" împotriva îngheţării cărbunilor şi pentru mărirea greutăţii în vrac a încărcăturii*, p. 41 — *Utilizarea fontei de afinare în producţia de lingotiere*, p. 43 — *Stabilirea resursei optime de funcţionare a cilindrilor de laminare din fontă*, p. 46 — *Elaborarea schemei magnetice de îmbogăţire a minereurilor oxidate sărace de la exploatarea minieră Inguleţ*, p. 48 — *Mărirea duratei de funcţionare a cilindrului de la laminorul alungitor*, p. 55 — *Mărirea fiabilităţii dispozitivului de acţionare hidraulică a supapelor furnalului*, p. 57 — *Perfecţionarea suporţilor pe role pentru banda rulantă, care transportă încărcături în bucăţi mari*, p. 60 — *Reconstruirea barei terminale de la vagonetul de încărcare cu graifăr*, p. 62 — *Unele aspecte de coordonare a calităţii aglomeratului la elaborarea sistemului de conducere automatizat al proceselor tehnologice*, p. 66 — *Perfecţionarea planificării consumului de metal pentru laminate*, p. 68 — *Analiza productivităţii muncii în producţia de laminate*, p. 70 — *Influenţa diferiţilor factori asupra capacităţii de producţie la secţiile de tragere a ţevilor*, p. 72 — *Alegerea variantelor optime de transportare a materialelor refractare*, p. 74 — *Mărirea rezistenţei gurilor de vînt la instalaţiile de desulfurare a fontei în afara cuptorului cu magneziu granulat*, p. 76 — *Funcţionarea băii de afinare a suprafeţei de contact a semifabricatelor din cupru şi bronz în fabricarea ţevilor bimetalice*, p. 78 — *Cric hidraulic pentru etalonarea dispozitivelor de măsurare a presiunii metalului pe cilindrii de laminare*, p. 79 — *Cauzele reducerii rezistenţei la coroziune a învelişurilor electrozilor cu autocoacere de la cuptoarele de reducere a minereurilor*, p. 82.

Stal, U.R.S.S., nr. 9, 1978

Lucrări efectuate de specialişti de la Institutul Ucrainean privind formarea şi îmbunătăţirea oţelurilor de scule, p. 781 — *Funcţionarea furnalului pe baza suflării combinate cu parametrii ridicaţi la uzina Cerepoveţ*, p. 782 — *Influenţa secţiunii totale a gurilor de vînt asupra pierderilor de presiune a gazului în furnal*, p. 787 — *Aprecierea condiţiilor şi a eficienţei funcţionării în regim forţat a furnalelor*, p. 792 — *Manganul în procedeul modern de elaborare în convertizor*, p. 796 — *Căile de dezvoltare a producţiei de oţel pentru uz general*, p. 801 — *Distribuirea sulfului şi a fosforului între metal şi zgura feromanganoasă la turnarea lingourilor din oţel necalmat*, p. 804 — *Mărirea eficienţei de afinare a oţelului cu ajutorul amestecurilor zgurifere*, p. 807— *Tendinţa la fragilitate a diferitelor oţeluri sub acţiunea topiturilor din cupru*, p. 810 — *Particularităţile fizico-chimice de obţinere a lingourilor de oţel prin topirea materiei prime metalizate în zgură supraîncălzită*, p. 811 — *Influenţa regimului termic temporar de elaborare asupra măririi calităţii oţelului*, p. 814 — *Disocierea şi formarea incluziunilor de oxizi la încălzirea şi răcirea metalului*, p. 817 — *Influenţa excesului de carbon şi adîncimii de imersare a electrozilor asupra indicatorilor de elaborare a ferosilicocromului*, p. 821 — *Laminarea controlată a oţelurilor slab aliate la laminorul de tablă groasă* p. 823 — *Fabricarea de noi profile îndoite pentru construcţii navale*, p. 827 — *Determinarea uzurii cilindrilor de lucru în funcţie de consumul de energie electrică pentru laminare*, p. 830 — *Prevenirea apariţiei defectului „zgîrietură" pe suprafaţa laminatului din tablă subţire*, p. 832 — *Perfecţionarea tehnologiei şi utilajelor pentru trefilare*, p. 834 — *Reglarea grosimii pereţilor ţevilor pe agregatul de sudare continuă*, p. 836 — *Perfecţionarea tehnologiei de fabricare a prăjinilor de foraj şi a ţevilor de extracţie*, p. 839 — *Experienţe de fabricare a profilelor fasonate din oţel prin metoda presării la uzina Cerepoveţ*, p. 843 — *Situaţia şi perspectivele dezvoltării oţelurilor rezistente la coroziune*, p. 845 — *Rezistenţa oţelurilor beton de înaltă rezistenţă la coroziunea prin fisurare*, p. 851 — *Comportarea incluziunilor nemetalice în oţelurile dezoxidate cu siliciu şi mangan la temperatură ridicată*, p. 853 — *Natura mineralogico-chimică a incluziunilor nemetalice în oţelurile pentru rulmenţi*, p. 857 — *Economia de metal în întreprinderile siderurgice*, p. 863 — *Perfecţionarea regimului de încălzire a semifabricatelor axiale în cuptorul circular*, p. 866 — *Cercetarea şi reglarea funcţionării sistemului închis circular de alimentare cu apă a epuratoarelor de gaze de la cuptoarele de feroaliaje*, p. 868.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 9, 1978

Influenţa diferiţilor factori asupra deformării cîmpului de temperatură pe circumferinţa furnalului, p. 14 — *Îmbunătăţirea funcţionării cauperelor furnalelor*, p. 17 — *Deplasarea creuzetului universal de la maşina de aglomerare AKM—75/150*, p. 19 — *Reconstruirea epuratoarelor de gaze de la fabricile de aglomerare*, p. 20 — *Tratamentul cu azot al oţelului de convertizor în oală*, p. 22 — *Introducerea complexă a NOM în psectorul cuptoarelor cu arc electric şi vid*, p. 25 — *Colectarea prafului din spaţiile de sub grătare şi din canalele cuptoarelor Martin*, p. 26 — *Dezvoltarea producţiei şi utilizarea noilor profile îndoite*, p. 30 — *Tehnologia de fabricaţie la instalaţia de laminare a ţevilor 140*, p. 32 — *Mărirea rezistenţei cuzineţilor de la articulaţiile universale de alunecare*, p. 34 — *Încălzirea forţată a lingourilor înainte de laminare*, p. 35 — *Plăcuţe în trei straturi pentru presele din industria refractarelor*, p. 36 — *Alegerea concasoarelor pentru prelucrarea zgurelor metalurgice*, p. 40 — *Micşorarea împroşcărilor nocive la utilizarea oxigenului în cuptoarele adînci celulare*, p. 42.

Iz. Vuz. Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 8, 1978

Densitatea topiturilor din fier-nichel, p. 5 — *Mobilitatea electrocapilară a picăturilor de aliaje fier-carbon în zgură ca procedeu de intensificare a defosforării*, p. 10 — *Funcţiile termodinamice ale nitrurilor de niobiu*, p. 14 — *Calculul volumurilor molare ale aliajelor lichide de Fe—Co—Si şi Fe—Ni—Si*, p.18 — *Viteza de emersiune a incluziunilor nemetalice şi de zgură în metalul lichid*, p. 21 — *Influenţa proprietăţilor naturale ale concentratelor asupra durificării peletelor şi comportarea lor în procesul reducerii*, p. 25 — *Influenţa tensiunilor microstructurale asupra rezistenţei aglomeratului care apare la răcirea lui*, p. 29 — *Cercetarea tasării încărcăturii la începutul perioadei de aglomerare*, p. 32 — *Influenţa vitezei de filtrare a aerului asupra indicatorilor procesului de aglomerare*, p. 36 — *Procesele schimbului termic şi de masă în zona de reacţie*, p. 39 — *Cercetarea cu ajutorul modelării matematice a procesului de formare a retasurii în lingourile de oţel calmat*, p. 43 — *Modelarea suflării metalului lichid cu oxigen*

gazos, p. 47 — *Conținutul de oxigen în metal la decarburarea sub vid a oțelului inoxidabil*, p. 51 — *Modelarea pe plastometru a legii de încărcare a metalului de-a lungul focarului de deformare la laminarea periodică longitudinală*, p. 56 — *Determinarea analitică a presiunii metalului asupra cilindrilor la dresare*, p. 61 — *Comportarea capetelor benzilor în cazul asimetriei procesului de laminare în plan orizontal*, p. 65 — *Descrierea analitică a relațiilor geometrice ale elementelor finisoare și ale calibrelor prefinisoare pentru profile grele*, p. 69 — *Evaluarea calitativă a profilelor fasonate de mare precizie*, p. 73 — *Calculul devansării în cazul laminării la rece a metalelor în calibre cu cilindri multipli*, p. 76 — *Comanda optimă de întindere a platbenzii pe laminorul continuu la cald*, p. 80 — *Tensiuni în zona elastică a focarului de deformare la trefilarea la rece a profilului rotund*, p. 84 — *Metodologia determinării reglării laminorului după grosime la fabricarea produsului laminat la toleranțe negative*, p. 88 — *Influența regimului de fixare termică asupra caracteristicilor aliajului 42NHTIu*, p. 91 — *Cercetarea proprietăților mecanice ale aliajelor Fe—Ni în zona temperaturilor de modificare magnetică*, p. 95 — *Forma de existență a hidrogenului în fier și posibilitatea de emisiune protonică din metale*, p. 99 — *Cercetarea înmuierii oțelului la laminare în regimul de tratament termomecanic la temperaturi ridicate*, p. 102 — *Cercetarea și încercarea oțelului cu o rezistență de contact mărită*, p. 106 — *Transformările de fază în oțelul 2H16N7M2 din clasa de tranziție*, p. 109 — *Proprietățile de coroziune a maselor topite din natriu-bor-silicat pentru încălzirea oțelului*, p. 112 — *Aplicarea carburii de titan pe suprafața oțelurilor de scule*, p. 116 — *Particularitățile structurii fazei ε în aliajele modificate de Fe—Al—C după solidificare și încălzire*, p. 119 — *Cercetarea experimentală a distribuirii modificatorului în fontă cu ajutorul ytriului metalic modificat*, p. 123 — *Regimurile de funcționare a arzătoarelor electrice de gaze și posibilitățile utilizării lor în metalurgie*, p. 126 — *Sinteza comenzii optime a încălzirii lingourilor cu proces neterminat de solidificare în condiții limită neliniare*, p. 131 — *Influența pulberii de topire asupra vitezei de ardere cu oxigen a amestecurilor din gazele de convertizor*, p. 137 — *Model matematic de optimizare a încărcării laminorului pentru table pe un interval limitat de timp*, p. 141 — *Calculul conținutului optim al șarjei la elaborarea oțelului în cuptorul Martin*, p. 144 — *Sincronizarea vitezelor de încălzire a metalului și de decarburare în perioada de finisare în cuptorul Martin de 900 t*, p. 148 — *Cercetări experimentale privind îndreptarea profilelor I cu tălpi paralele în condiții de laborator și de producție*, p. 153 — *Analiza caracteristicilor de viteză ale mecanismelor regimului de lucru repetat de scurtă durată*, p. 157 — *Influența bătăii înfășurătorului asupra benzii de grosime diferită în laminarea la rece*, p. 161 — *Cercetarea dispozitivului de încărcare cu pîlnie-distribuitor pentru furnal*, p. 163 — *Forțele de frecare în laminoarele pentru tablă subțire cu cilindri de sprijin*, p. 166 — *Alegerea sortimentului optim pentru asimilarea unui nou laminor*, p. 170 — *Metoda structurală de cercetare a dinamicii de funcționare a sectoarelor producției metalurgice*, p. 179 — *Metodă de analizare a indicelui de eficiență a fondurilor la fabricile de aglomerare*, p. 182.

Iz. Vuz. Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 9, 1978

Transferul lichidului prin bucle emersate cu suprafață inhibată, p. 5 — *Caracteristicile de viscozitate a soluțiilor metalice diluate*, p. 8 — *Cercetarea procesului de oxidare a magnetitului din concentratul de minereu de fier de la zăcămîntul Kostomukșsk*, p. 13 — *Cercetarea compoziției chimice a liantului de zgură în peletele dolomitizate*, p. 18 — *Sinterizarea diferitelor șarje în stratul superior, în cazul regimului de suflare sub vid*, p. 21 — *Măsurarea continuă a activității oxigenului în metal prin metoda forței electromotoare*, p. 31 — *Cinetica rafinării piăturilor de fontă fosforoasă*, p. 35 — *Cercetarea apariției degazărilor cu ajutorul parametrilor dinamici ai elaborării în convertizorul cu oxigen*, p. 41 — *Îmbunătățirea calității lingoului prin acțiunea vibrației asupra cristalizării lui*, p. 45 — *Influența cromului și a niobiului asupra procesului de absorbție a azotului de către topitura fier-crom în retopirea electrică sub vid*, p. 49 — *Deformația elastică în cazul diferitelor variante de compunere a piramidei de cilindri la laminorul cu 20 cilindri*, p. 57 — *Starea de tensiune-deformare a metalului la trefilare*, p. 61 — *Influența frontului de alimentare asupra structurii focarului de deformare*, p. 67 — *Măsurarea coeficientului de anizotropie normală prin metoda nedistructivă*, p. 70 — *Resursele de plasticitate a metalului în cazul laminării la cald a benzilor*, p. 74 — *Cercetarea stării de deformare la laminarea continuă în caje cu cilindri verticali a benzilor late*, p. 77 — *Influența înclinației platbenzii asupra momentului de distribuție între cilindri*, p. 81 — *Regimul termic de laminare și răcire a oțelului pe laminorul universal pentru profile grele*, p. 83 — *Cercetarea calității țevilor din metale refractare*, p. 88 — *Analiza procesului de deformare la laminarea elicoidală*, p. 93 — *Cercetarea proprietăților pieselor presate*, p. 98 — *Cercetarea legităților de frecare optimă la refularea semifabricatelor circulare*, p. 103 — *Alungirea sîrmei întinse în cazul îndorii plastice*, p. 107 — *Aprecierea posibilităților tehnologice în cazul presării continue*, p. 111 — *Analiza solubilității în sistemele binare pe baza cuantificării volumului*, p. 115 — *Problema segregării adaosurilor și a vacanțelor în domeniile apropiate de dislocare*, p. 120 — *Influența unor adaosuri asupra structurii și proprietăților feritelor nichel-zinc*, p. 128 — *Influența tratamentului termomecanic de înaltă temperatură asupra proprietăților mecanice și a rezistenței la uzură a oțelului DI—40*, p. 133

Particularități de formare a structurii în oțelul cu conținut ridicat de carbon, p. 136 — *Mărirea rezistenței la oboseală a oțelului călit, impurificat cu incluziuni nemetalice*, p. 142 — *Cercetarea precipitatelor de carburi în oțelul NVG și influența lor asupra rezistenței*, p. 148 — *Cercetarea cîmpului de temperatură al mediului absorbant și dispersant izotropic în camera cu secțiune pătrată*, p. 151 — *Modele statistice de încălzire a metalului și verificarea oportunității lor*, p. 157 — *Alegerea schemei de deplasare a agenților termici în recuperatoarele metalice*, p. 160 — *Influența pierderilor termice asupra temperaturii băii convertizorului cu oxigen pînă la perioada de insuflare*, p. 164 — *Cercetarea condițiilor termice la arderea incompletă a gazului natural cu folosirea oxigenului*, p. 168 — *Analiza și sinteza structurilor optime ale liniilor tehnologice în producția de laminate*, p. 172 — *Eficiența economică a diferitelor scheme de amplasare a utilajelor laminoarelor de tablă la cald*, p. 176 — *Probleme metodologice de evidență a cheltuielilor în producția termotehnică*, p. 179 — *Direcțiile de planificare a producției metalurgice și problema poluării mediului înconjurător*, p. 183.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 10, oct. 1978

Știința materialelor în lumina istoriei Universității tehnice din Dresda, p. 357 — *Natura și determinarea științei materialelor*, p. 360 — *Stadiul și tendințele de dezvoltare a deformării la rece*, p. 362 — *Tensiuni normale de contact la forjarea în matrițe a profilelor*, p. 365 — *Cercetări în legătură cu placarea prin extruziune a pieselor cu simetrie de rotație din Ck 10 Al, cu cupru*, p. 368 — *Asupra efectului materialelor în privința comportării la deformare a oțelurilor pentru refulare la rece*, p. 376 — *Compoziția metalului de legătură și proprietățile fizice ale aliajelor dure*, p. 381 — *Unele rezultate și probleme ale extragerii aluminei din argile prin descompunere în acid clorhidric sau sulfuric*, p. 385.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 20, oct. 1978

Noi dezvoltări în funcționarea CF industriale în siderurgie, p. 1023 — *Analize economice în legătură cu o conductă de minereu pentru un producător de oțel*, p. 1028 — *Amplasarea și alegerea frînelor mecanice pentru instalații de macarale*, p. 1032 — *Tablou de dispoziție — un nou mijloc de comandă a proceselor de transport*, p. 1038 — *Calote răcite cu apă pentru cuptoare electrice cu arc*, p. 1044.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 21, oct. 1978

Construirea unei noi instalații continue de ajustare pentru profile mijlocii, în special asimetrice, p. 1071 — *Determinarea rezistenței la deformare la încercările de torsiune la cald*, p. 1077 — *Influența diametrului sîrmei și temperaturii băii de plumb, asupra proprietăților mecanice*

ale sîrmelor din oțel patentate, trase, p. 1082 — *Reglarea gradului de dezoxidare la diferite tipuri de oțel cu ajutorul măsurării*, p. 1088.

Hutnik, Polonia, nr. 10, 1978

Cercetări privind producția de oțel de șine carburat în oală și degazat prin metoda în doze, p. 389 — *Lărgirea țevilor în procesul de laminare la linia de reducere-alungire cu trei cilindri*, p. 392 — *Influența calibrării echipamentului laminorului alungitor asupra calității mufelor de țevi laminate*, p. 399 — *Influența incluziunilor de martensită de structură amorfă asupra unor proprietăți ale sîrmei de oțel*, p. 404 — *Mecanismul de modificare a formei incluziunilor de sulfuri în procesul de recoacere la înaltă temperatură a oțelului*, p. 409 — *Influența incluziunilor nemetalice asupra rezistenței la fluaj a oțelului*, p. 417 — *Influența gradului de impurificare a oțelului și a tipului de incluziuni asupra refractarității*, p. 422 — *Fonte hematite speciale*, p. 426.

Wiadomosci Hutnicze, Polonia, nr. 8—9, 1978

Metode moderne de pregătire a încărcăturii de furnal, p. 277 — *Cele mai mari furnale*, p. 283 — *Utilizarea deșeurilor de aluminiu la elaborarea feroaluminiului*, p. 285 — *Laminarea semifabricatelor de forjare*, p. 288 — *Cauzele fisurării barelor trase din oțeluri de automate*, p. 293 — *Influența tratamentului termic asupra calității oțelului inoxidabil H17N2*, p. 300 — *Eliminarea electrolitică a uleiurilor emulsionate din apele reziduale metalurgice*, p. 305 — *Ce trebuie să știe maistrul despre informatică ?* p. 311 — *Scurtă istorie a dezvoltării publicațiilor metalurgice în perioada 1945—1975*, p. 316 — *Dezvoltarea și viitorul publicațiilor metalurgice*, p. 320 — *Oțelul inoxidabil ieri și mîine*, p. 326 — *Prima conferință națională „Terminologia științifică, tehnică și profesională"*, p. 327.

Iron and Steel International, Anglia, nr. 4, 1978

Evenimente de interes internațional din lumea oțelului, p. 204 — *Un sistem de măsurare a planeității benzilor laminate la cald, cu raze laser pus la punct de CRM*, p. 215 — *Hyprobe, o metodă îmbunătățită de control a oțelului topit, pentru determinarea hidrogenului*, p. 223 — *Contribuția societății BSC la proiectarea și la funcționarea buncărelor pentru flux fluidizat*, p. 233 — *Măsuri de modernizare la laminorul de bare de la uzina suedeză Boxholm*, p. 241 — *Utilizarea analizei cu raze X la uzina suedeză Fagesta*, p. 249 — *Modernizarea producției și dublarea capacității la societatea BSC*, p. 254.

Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 4, 1978

Alcalii în furnal, p. 151 — *Desulfurarea fontei prin injectarea carbonatului de sodiu în oalele de 200 t*, p. 162 — *Desulfurarea gazelor reducătoare calde cu dolomită calcinată*, p. 168 — *Parametrii determinanți ai eroziunii electrozilor în cuptoarele cu arc*, p. 177.

Revue de Métallurgie, Franța, nr. 7, 1978

Zgomotul cuptoarelor cu arc în siderurgie. Situația actuală și perspectivele de viitor, p. 433 — *Punerea la punct, prin procedeul metalurgiei pulberilor, a unui superaliaj de cobalt cu înaltă rezistență*, p. 449 — *Prepararea probelor nemetalice pentru analiza prin fluorescență X. Situația actuală în siderurgie*, p. 461 — *Studiul sensibilității la fisurare a oțelurilor turnate continuu cu ajutorul încercărilor de ductilitate la cald*, p. 467.

C.I.T., **Franța**, nr. 7—8, 1978

Răcirea furnalelor, p. 1305 — *Utilizarea betonului refractar și a unei mase speciale pentru canalele de turnare de la Rehon*, p. 1351 — *Preîncălzirea fierului vechi în convertizoarele LD de la SIDMAR cu ajutorul unui arzător oxigen-gaze naturale*, p. 1359 — *Un nou procedeu de reglare a nivelului la turnarea continuă*, p. 1369 — *Analiza și controlul poluanților atmosferici*, p. 1379 — *Desulfurarea fumurilor industriale. II — Gipsul ca deșeu de la desulfurarea fumurilor industriale*, p. 1387 — *Generalități privind ceramica, produsele și materialele refractare și calorifuge. Fabricarea acestor produse și materiale*, p. 1407 — *Controlul produselor și materialelor refractare și calorifuge. Alcătuirea unui caiet de sarcini*, p. 1429 — *Controlul produselor și materialelor refractare și calorifuge. Stabilirea unui sistem de control*, p. 1441 — *Încercări de identificare a oxizilor de fier cu ajutorul unui microanalizor cu sondă ionică*, p. 1461.

La metallurgia italiana, Italia, nr. 7—8, 1978

Consumurile energetice ale siderurgiei italiene — previziuni pentru anii viitori. Model matematic de calcul, p. 299 — *Examinarea metalografică a transformării* $\beta \rightarrow \alpha$ *în zirconiu și aliajele sale*, p. 310 — *Particularități metalurgice ale rulmenților din oțel rapid tip M—50*, p. 321.

Giesserei, **R.F.G.**, nr. 17, 1978

Gospodărirea energiei în turnătorii, p. 442 — *Reflecții asupra situației energetice în industria turnătoriei*, p. 443 — *Consumul, costul și posibilitățile de economisire a energiei în turnătorii*, p. 448 — *Contribuție la analiza proceselor esențiale la turnarea pieselor de motoare*, p. 452 — *Desprăfuirea umedă a cubilourilor și tratarea apei la firma Pörringer et Schindler GmbH*, p. 455 — *Sinteză bibliografică anuală asupra turnării metalelor ușoare, turnării în nisip și în cochile*, p. 459.

ÎNTREPRINDEREA DE ŢEVI REPUBLICA

BUCUREŞTI ● B-dul Muncii nr. 256 ● Telefon 43 09 50

PRODUCE

Ţevi din oţel fără sudură laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, cu diametrul exterior pînă la 6 5/8 inci inclusiv :

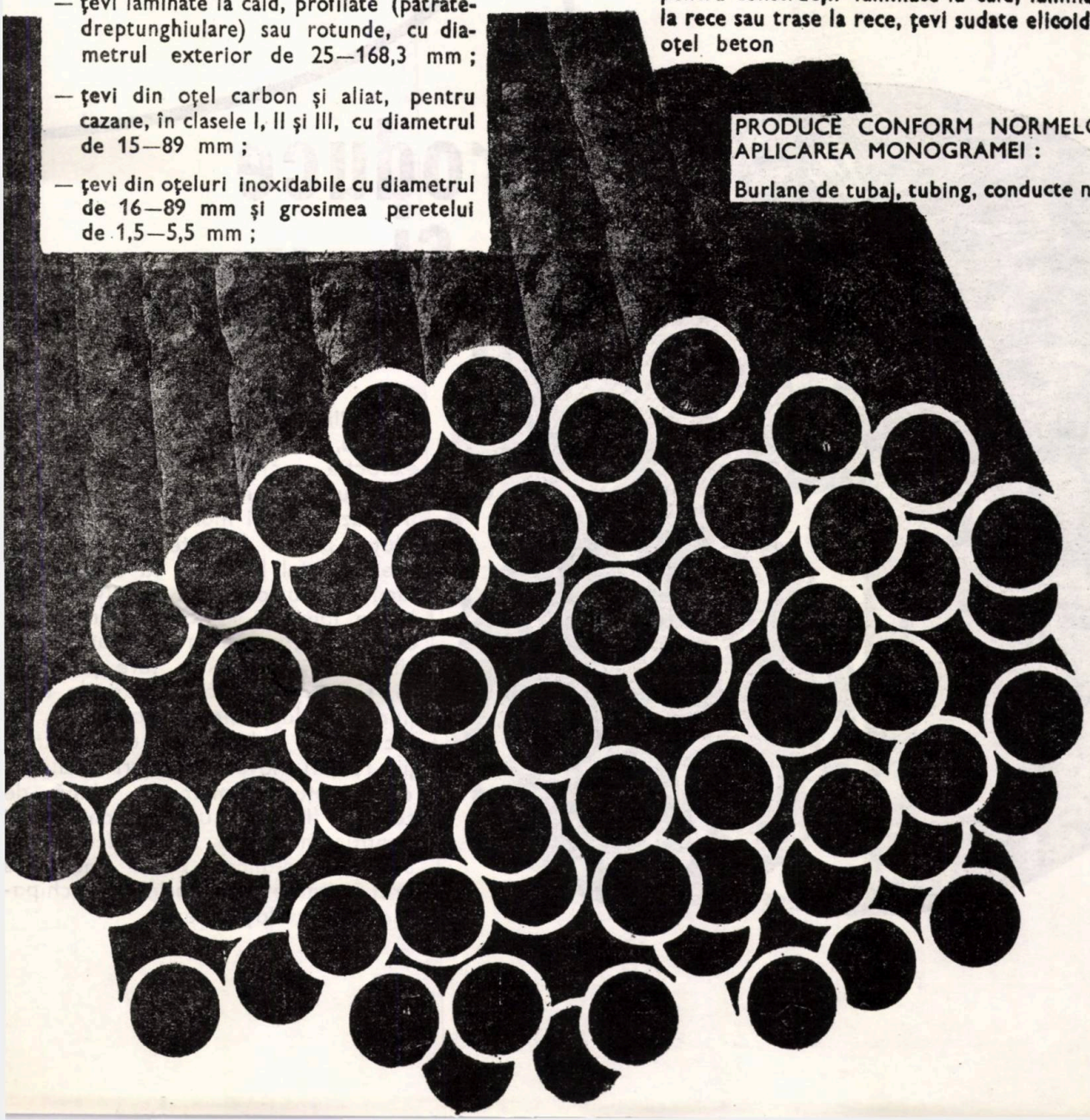
- pentru industria petrolieră : burlane de tubaj, ţevi extracţie-tubing, prăjini de foraj cu racorduri sudate, conducte
- pentru prospecţiuni geologice : burlane de tubaj, prăjini de foraj, prăjini de antrenare, carotiere
- pentru construcţii şi construcţii de maşini :
  - — ţevi trase sau laminate la rece, profilate sau rotunde, cu diametrul exterior de 5—80 mm ;
  - — ţevi laminate la cald, profilate (pătrate-dreptunghiulare) sau rotunde, cu diametrul exterior de 25—168,3 mm ;
  - — ţevi din oţel carbon şi aliat, pentru cazane, în clasele I, II şi III, cu diametrul de 15—89 mm ;
  - — ţevi din oţeluri inoxidabile cu diametrul de 16—89 mm şi grosimea peretelui de 1,5—5,5 mm ;
- pentru conducte magistrale de gaze naturale şi ţiţei, conducte de apă, construcţii metalice : ţevi sudate elicoidal, cu diametre de 250—1 600 mm şi lungimi cuprinse între 6 şi 12 m
- pentru construcţii, construcţii metalice sau construcţii de maşini : oţel beton, oţel rotund, sîrmă, cuie

EXPORTĂ

Burlane de tubaj, tubing, conducte petroliere, prăjini de foraj cu racorduri sudate, ţevi pentru construcţii laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, ţevi sudate elicoidal, oţel beton

PRODUCE CONFORM NORMELOR API CU APLICAREA MONOGRAMEI :

Burlane de tubaj, tubing, conducte netede



Întreprinderea de țevi REPUBLICA – București

Întreprinderea de țevi Roman

Întreprinderea de sîrmă și produse din sîrmă Buzău

Industria sîrmei Cîmpia Turzii

Uzina CABLUL ROMÂNESC Ploiești

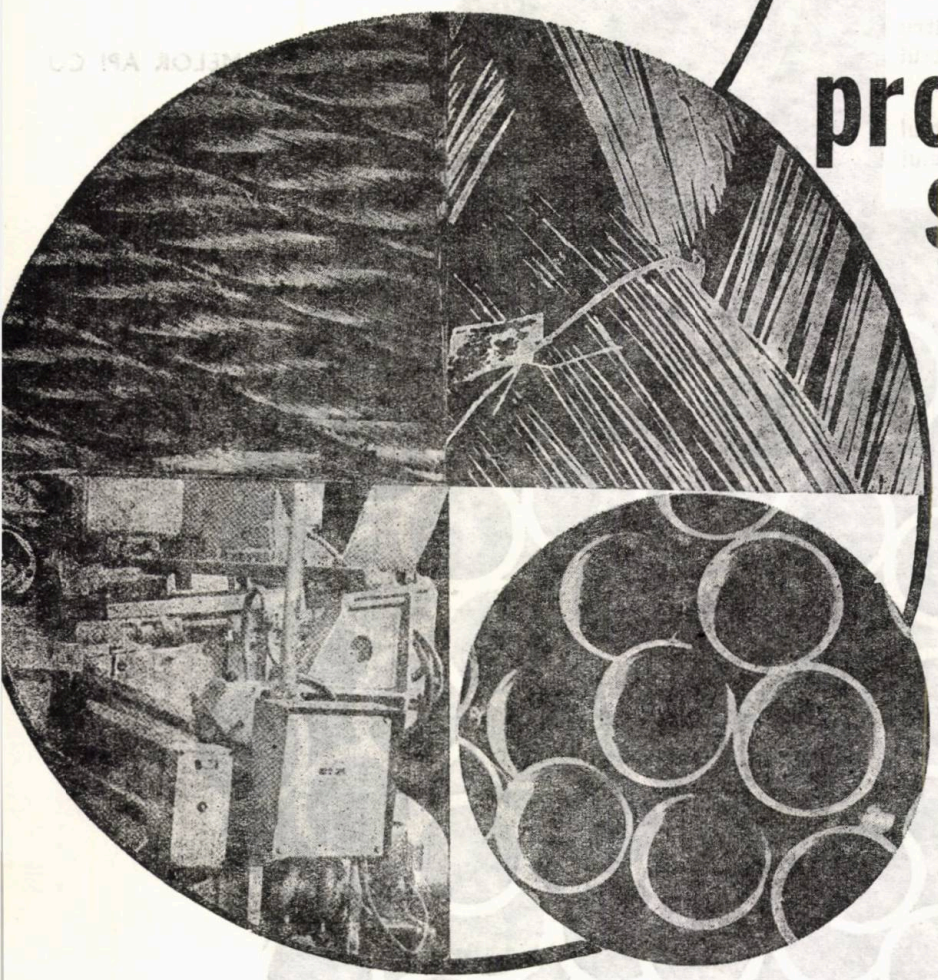
Întreprinderea LAMINORUL – Brăila

Întreprinderea metalurgică – Aiud

Întreprinderea de sîrmă, cuie și lanțuri Galați

Întreprinderea metalurgică Iași

CENTRALA INDUSTRIALĂ DE PRELUCRĂRI METALURGICE BUCUREȘTI



produce și livrează

• țevi pentru construcții, țevi de instalații, țevi pentru conducte petroliere, burlane de tubaj, țevi de extracție, prăjini de foraj cu racorduri sudate, prăjini grele, țevi pentru cazane, țevi inoxidabile, țevi profilate, profile formate la rece, profile din oțel laminate la cald, sîrmă laminată la cald, bare trase, oțel beton laminat la cald, sîrmă din oțel pentru beton precomprimat, sîrmă trefilată moale, tare și zincată, sîrmă ghimpată, cabluri de tracțiune, cabluri din oțel-aluminiu, electrozi de sudură, cuie de construcții, lanțuri navale, lanțuri industriale, lanțuri comerciale, sîrmă de sudură, flux de sudură, echipament pentru industria siderurgică, construcții metalice, piese mecanice brut turnate sau uzinate, echipament și instalații diverse.

C P C D M

Centrala de prelucrarea şi colectarea deşeurilor metalice Bucureşti

Str. Theodor Aman nr. 4
telefon 13.88.29

colectează şi prelucrează deşeurile metalice feroase şi neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50 % din materia primă.

● Prin mărunţirea, brichetarea şi presarea strunjiturilor, deşeurilor de sîrmă şi de tablă, de către organizaţiile socialiste care predau curent cantităţi de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile şi se reduce preţul de cost pe tona de metal

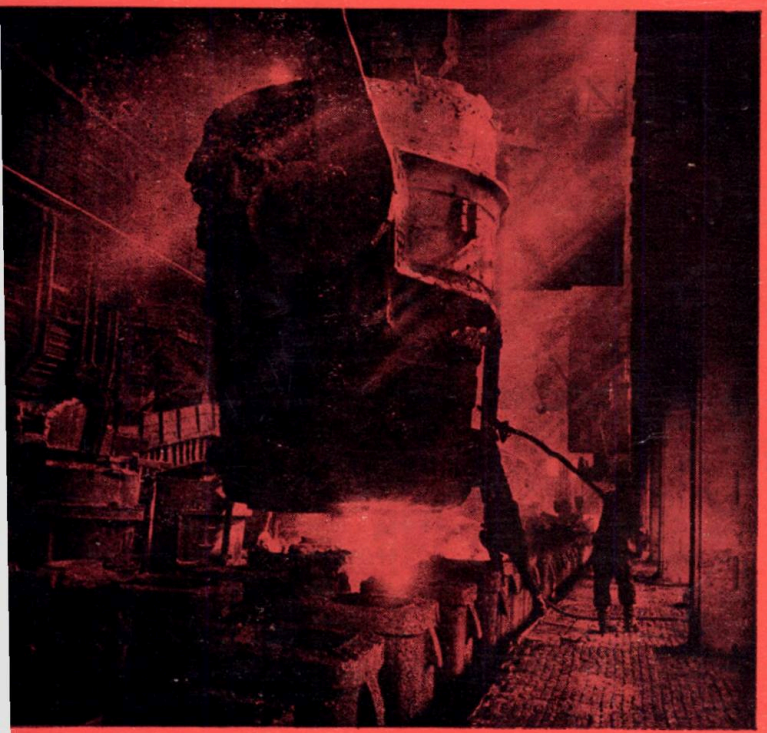
● Sortînd şi predînd separat unităţilor C.P.C.D.M.—Bucureşti sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oţel rapid şi aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oţelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

● Pentru deşeurile de oţel vechi aliat şi fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unităţile C.P.C.D.M.—Bucureşti achită pentru fiecare procent de element de aliere conţinut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 ,,
1% molibden	=	750 ,,
1% cobalt	=	1 120 ,
1% wolfram	=	1 200 ,,

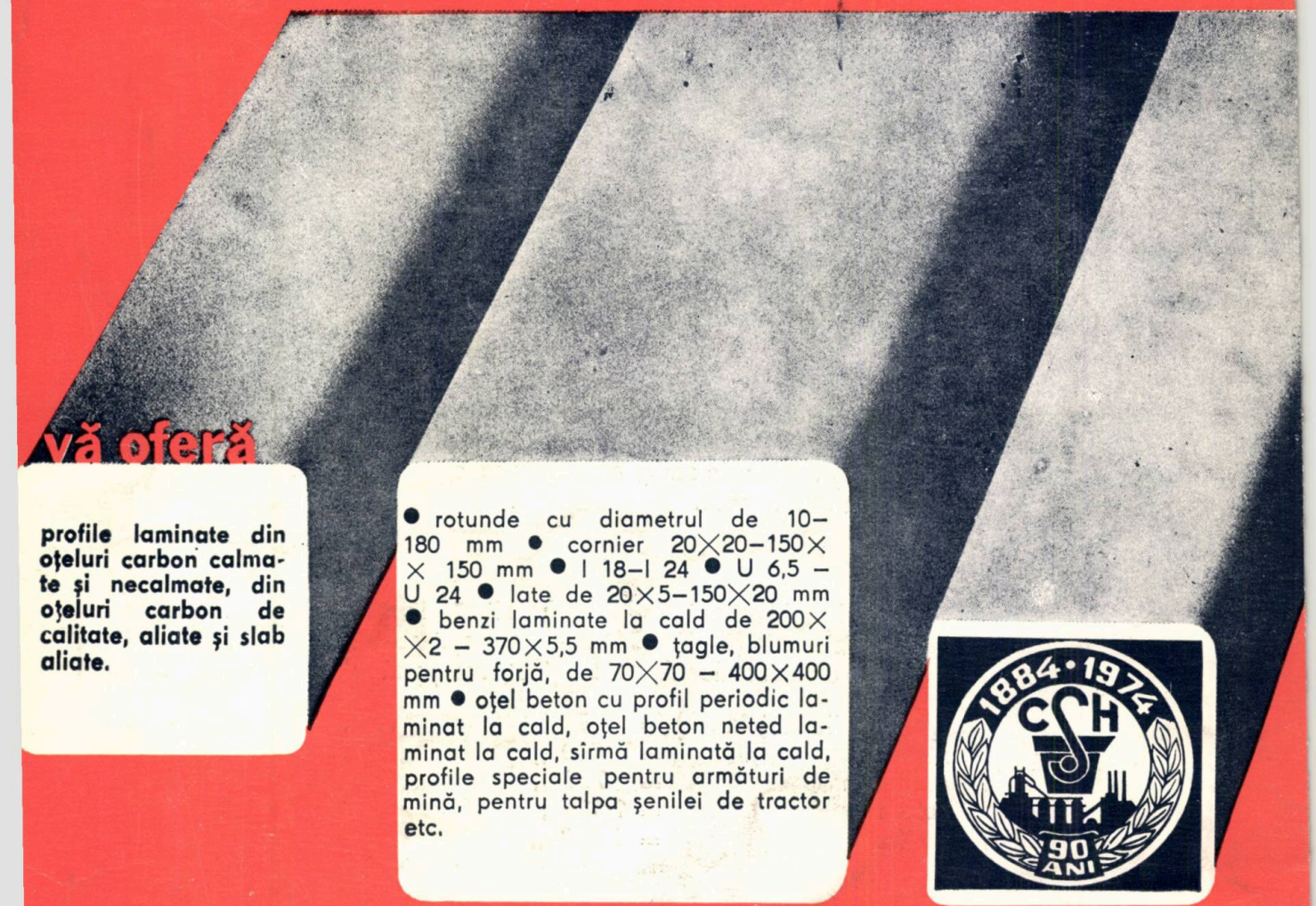
● Prin strîngerea, sortarea, depozitarea şi predarea deşeurilor metalice pe sortimente după compoziţia chimică şi forma fizică, conform STAS 6058/66 şi 3017/68, încă de la locul de apariţie, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — Bucureşti, prelucrînd deşeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice şi pirotehnice, dublează greutatea volumetrică şi reduce timpul de încărcare în cuptoare.



C S H

1979 MAJ 31



vă oferă

profile laminate din oţeluri carbon calmate şi necalmate, din oţeluri carbon de calitate, aliate şi slab aliate.

● rotunde cu diametrul de 10–180 mm ● cornier 20×20–150×150 mm ● I 18–I 24 ● U 6,5 – U 24 ● late de 20×5–150×20 mm ● benzi laminate la cald de 200×2 – 370×5,5 mm ● ţagle, blumuri pentru forjă, de 70×70 – 400×400 mm ● oţel beton cu profil periodic laminat la cald, oţel beton neted laminat la cald, sîrmă laminată la cald, profile speciale pentru armături de mină, pentru talpa şenilei de tractor etc.

1884 · 1974 CSH 90 ANI

COMBINATUL SIDERURGIC HUNEDOARA

r. Dr. P. Groza nr. 8. Hunedoara ● Telex: 032411 ● Tel: 12533 – 11075 – 12767 – 11462 – 12747

3280

R

REFERATIVA

METALURGIA

3

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXXI • NR. 3 • MARTIE 1979

C P C D M

Centrala de prelucrarea şi colectarea deşeurilor metalice Bucureşti

Str. Theodor Aman
telefon 13.88.29

colectează şi prelucrează deşeurile metalice feroase şi neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50 % din materia primă.

● Prin mărunţirea, brichetarea şi presarea strunjiturilor, deşeurilor de sîrmă şi de tablă, de către organizaţiile socialiste care predau curent cantităţi de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile şi se reduce preţul de cost pe tona de metal

● Sortînd şi predînd separat unităţilor C.P.C.D.M.—Bucureşti sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oţel rapid şi aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oţelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

● Pentru deşeurile de oţel vechi aliat şi fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unităţile C.P.C.D.M.—Bucureşti achită pentru fiecare procent de element de aliere conţinut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 ,,
1% molibden	=	750 ,,
1% cobalt	=	1 120 ,
1% wolfram	=	1 200 ,,

● Prin strîngerea, sortarea, depozitarea şi predarea deşeurilor metalice pe sortimente după compoziţia chimică şi forma fizică, conform STAS 6058/66 şi 3017/68, încă de la locul de apariţie, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — Bucureşti, prelucrînd deşeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice şi pirotehnice, dublează greutatea volumetrică şi reduce timpul de încărcare în cuptoare.

METALURGIA

Anul 31 Nr. 3 martie 1979

CUPRINS

Ilca, I. și *Radu, G.* : **Studiul parametrilor energetici și de forță la laminarea unor profile fasonate.** 105

Nat, A. și *Nat, N.* : **Corecțiile de aliaj pentru aparatele nucleare de măsurare în flux continuu a grosimilor laminatelor** 109

Parascan, O., Bliuc, M., Bohosievici, N. Nădejde, I. și *Pînzaru, V.* : **Cercetări privind tratamentul termic al țevilor sudate pentru conducte.** 113

Dragomir, C., Hanganu, Maria și *Țuclea, D.* : **Cercetarea compușilor minerali și rezistența mecanică a pastelor normale de ciment refractar spinelic în timpul hidratării și arderii lor.** 115

Dulămiță, T., Florian, E., Cojocaru, M. și *Vasile, T.* : **Criterii de eficiență tehnico-economică pentru stabilirea tratamentelor termochimice aplicate roților dințate.** 119

Dâmboiu, E,. Tudoran, P., Luca, V. și *Bidian, D.* : **Cercetări experimentale privind legătura dintre microstructură și frecarea internă în fontele cenușii și cu grafit nodular** 121

Botezan, N. : **Preocupări cu privire la îmbunătățirea calității sîrmelor din cupru destinate obținerii de conductoare emailate.** . . . 127

Maximo Benavides, Vargas : **Cercetări asupra proprietăților termodinamice ale topiturilor din sistemul $Cu_2S-FeS-PbS$.** . . 131

Popa, Genoveva, Petri, L., Țuclea, D. și *Pommer, Erna* : **Determinarea temperaturii optime de calcinare a concentratelor de disten indigene în vederea stabilizării termice a acestora.** 134

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Pițigoi, B. : **Studii și cercetări asupra răcirii dirijate a benzilor laminate la cald.** . . 137

Șontea, S. și *Paulescu, L.* : **Folosirea aliajelor de aluminiu sudate în construcția navelor.** 145

DOCUMENTARE

COLEGIUL DE REDACȚIE

LAURENȚIE SOFRONI-*președinte*, CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, ALEXANDRU CIOROGAR, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, SUZANA GĂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, ȘTEFAN RĂDVAN, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export—Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon: 13.09.25. Revista este editată de ICEM — O.I.D Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01.B.N. — R.S.R. — filiala sector 7 — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi: lei 150 anual; tarif pentru abonamente individuale 48 lei anual. Costul unui exemplar: lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.Te nr. 137/8459/1978"

I.P.I. c. 1015

42 406

1979 APR 1 1

CONTENTS

DC : 669–42

Ilca, I. and *Radu, G.* : **The study of the parameters of energy and rolling force of shaped profiles**

The paper deals with the results obtained by analytical and experimental researches with a view to determining the parameters of the rolling force of shaped profiles, irrespective of the profile shape and steel quality.

The parameters experimentally obtained, compared with similar data based on analytical calculation methods, led to several useful conclusions for the current practice and design.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 105–108

DC : 669.018 : 68/.2

Nat, A. and *Nat, N.* : **Alloy corrections for in-line nuclear appliances for measuring rolled product thickness.**

The authors present a calcination method fot the corrections of different steel grades. Taking into account the sensibility threshold of the thickness measurng appliiances, the authors have determined the highest limit fot the relative variation of the absorption coefficient of the alloy as compared to that of the standard. Bearing in mind this limit, the different types of steel are classified according to correction groups and the necessary correction is calculated.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 109–112

DC : 621.785 : 621.774.2

Parascan, O., Bliuc, M., Bohosievici, N., Nădejde, I. and *Pînzaru, V.* : **Researches on the heat treatment of welded pipes for pipe lines**

The paper presents the results of the experiments carried out with the help of an induction heat unit, for the heat treatment of pipes all around.

The induction normalizing heat treatment has led to the improvement of welding seam deformability by means of specific elongation increase and of breaking strength decrease.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 113–114

DC : 666.946 : 539.42

Dragomir, C., Hanganu, Maria and *Ţuclea, D.* : **Researches on mineral compounds and normal paste mechanical strenght of spinel refractory concrete during their hydration and burning**

The article presents the results of the researches on the evolution of mineral compounds of ALICEM D_2 spinel concrete during their hydration and burning at different temperatures. Measurements have been carried out on spinel concrete paste with the help of Roentgen analysis. The authors have also analysed the behaviour of ALICEM D_2 concrete to compression, both during hydration proces, after drying to 70°C, and after burning process within 200–1500°C.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 115–118

DE : 621.794.6 : 621.833

Dulămiţă, T., Florian, E., Cojocaru, M. and *Vasile, T.* : **Technical and economic efficiency criteria for the determination of thermochemical treatments applied to gear wheels**

The thermochemical treatments applied to gear wheels aimed at obtaining a superficial structure which may result in a longer lifetime.

The authors undertook a thorough analysis of the thermochemical treatments applied to helical gears, from the point of view of operation characteristics and economic efficiency.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 119–120

DC : 669.13 : 620.186

Dâmboiu, E., Tudoran, P., Luca, V and *Bidian, D.* : **Experimental researches concerning the relation between microstructure and internal friction in grey and ductile cast iron.**

The paper presents the results of the researches as well as the logarithmic decrement.

Specimens of these alloys were submitted to longitudinal and forced bending vibration as well as to free torsion vibrations with a view to pointing out the relevant relation, by means of non-distructive methods.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 121–126

Botezan, N. : **Preoccupations regarding the improvement of copper wires quality for obtaining the enamelled conductors**

The paper presents certain aspects regarding the industrial researches on the improvement of the quality of copper wire conductors. The aspects are connected to the copper ,,wirebars'' milling and to the optimal technology for obtaining an enamelled conductor with high malleability properties.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 127–130

DC : 536.7 :669.2/.8

Maximo Benavides, Vargas : **Researches on the thermodynamic properties of Cu S-FeS-PbS melts**

The paper presents the main thermodynamic properties of certain components of the CuS-PbS-FeS ternary system, the basis for copper-lead metals. The results of the researches allow to establish the processing technological factors of these materials with a view to retaining the smallest quantity of PbS and Pb in matte.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 131–133

DC : 622.782 : 66–976

Popa Genoveva, Petri, L., Ţuclea, D. and *Pommer, Erna* : **The determination of the optimum temperature of cyanite concentrate calcination with a view to obtaining their heat stabilization.**

The authors have studied the physical properties and their phases of fireproof clay from Romanian cyanite concentrates, calcinated in the batch – type furnace at 1200–1750°C. It was proved that the optimum calcination temperature of the cyanite concentrates in the batch type furnace should be 1500°C minimum.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 134–136

DC : 621.78.082–418

Pîţigoi, B. : **Studies and researches on the controlled cooling of hot rolled strips.**

Metalurgia 31 (1979), nr. 3. p. 137–144

DC : 669.715 : 629.12

Şontea, S. and *Paulescu, L.* : **The use of welded aluminium alloys in shipbuilding.**

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 145–148

INHALT

DK: 669–42

Ilca, I. und *Radu, G.*: **Über die energetischen und Kraftparameter beim Profilwalzen**

Es werden die Walzräfte untersucht beim Profilwalzen, unabhängig von der Profilform und der Stahlqualität.

Die experimentell bestimmten Parameter wurden im Vergleich mit ähnlichen, berechneten Daten, verglichen. Die erhaltenen Resultate führen zu nützlichen Schlussfolgerungen für die Praxis und für die Planungsarbeiten.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 105–108

DK: 669.018: 681.2

Nat, A. und *Nat, N.*: **Legierungskorrektur für Kernmessgeräte für die kontinuierliche Messung der Walzerzeugnisse**

Es wird eine Methode beschrieben für die Messung der Legierungskorrektur für verschiedene Stahlmarken. Die Empfindlichkeitsgrenze der Dickenmessgeräte kennend, wird die Maximalgrenze für die relative Schwankung des Absorbtionskoeffizienten der Legierung im Vergleich zu dem Eichmass bestimmt.

An Hand dieser Grenze werden die Stähle in Korrektionsgruppen eingeteilt und die notwendige Korrektur berechnet.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 109–112

DK: 621.785: 621.774.2

Parascan, O., Bliuc, M., Bohosievici, N., Nădejde, I. und *Pînzaru, V.*: **Untersuchungen über die Wärmebehandlung der Schweissrohre für Rochrleitungen**

Es werden die Resultate der mit Hilfe einer Inndukionswärmeanlage durchgeführten Experimentaluntersuchungen angegeben, für die Wärmebehandlung der Rohre auf den ganzen Umkreis.

Nach dem Normalglühen erhielt man eine Verbesserung der Schweissnahtplastizität durch die Erhöhung der spezifischen Dehnung und die Minderung des Risswiderstandes.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 113–114

DK: 666.946: 539.42

Dragomir, C., Hanganu, Maria und *Ţuclea, D.*: **Untersuchung der Mineralverbindngen und des mechanischen Widerstandes der feuerfesten Spinell-Zementschlemme, während der Hydratation und der Verbrennung**

In der Arbeit werden die Resultate der durchgeführten Untersuchungen angegeben über das Verhalten der Mineralverbindungen der Zementschlemme ALICEM Type D_2 während der Hydratation und der Verbrennung an verschiedenen Temperaturen. Es sind Röntgenuntersuchungen durchgeführt worden.

Zugleich ist das Verhalten der Zementschlemme ALICEM Type D_2 beim Verdichten, sowohl während der Hydratation nach dem Trocknen bei 70°C, als auch nach der Verbrennung zwischen 200 – 1500°C, analysiert worden.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 115–118

DK: 621.794.6: 621.833

Dulămiţă, T., Florian, E., Cojocaru, M. und *Vasile, T.*: **Teehnisch-wirtschaftliche Betrachtungen für die Festlegung der wärmechemischen Behandlung der Zahnräder**

Durch die wärmechemische Behandlung der Zahnräder verfolgt man die Verwirklichung von Oberflächengefüge zwecks Erhöhung ihrer Lebensdauer.

In der Arbeit werden mehrere Typen von wärmechemischen Behandlungen der Zahnräder mit schraubenförmigem Profil analysiert, vom Standpunkt der Betriebseigenschaften und der Wirtschaftlichkeit.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 119–120

DK: 669.13: 620.186

Dâmboiu, E., Tudoran, P., Luca, V., und *Bidian, D.* **Experimentaluntersuchungen über den Zusammenhan zwischen das Mikrogefüge und die innere Reibung von graueise und Gusseisen mit Kugelgraphit**

In der Arbeit sind die Resultate der Untersuchunge wiedergegeben über den Zusammenhang zwischen das Mi krogefüge von Graueisen und Gusseisen mit Kugelgraphi und das logarithmische Dekrement.

Für die Bestimmung dieser Verbindung sind zerstörung sfreie Methoden angewendet worden, wie Längs-und Bie geschwingungen und freie Torsionsschwingungen.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 121–126

DK: 62–426: 621.315–5

Bolezan, N.: **Aktuelle Aspekte im Zusammenhung mit der Qualitätsverbesserung der für Emaildrähte bestimmten Kupferdrähte**

In der Arbeit werden die Untersuchungsergebnisse über die Verbesserung der Qualität von Emaildrähten aus Kupfer angegeben.

Die behandelten Aspekte beziehen sich auf das Walzen der „wirebar" aus Kupfer und die optimale Glühung bei der Herstellung der Emaildrähte mit hoher Duktilität.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 127–130

DK: 536.7: 669.2/.8

Maximo Benavides, Vargas: **Untersuchungen über die thermodynamischen Eigenschaften der Schmelzen aus dem System Cu S-FeS-PbS**

In der Arbeit werden die wichtigsten thremodynamischen Eigenschaften einiger Komponenten aus dem Dreistoffsystem Cu S-PbS-FeS, welche der dem Steinkupfer zu Grunde stehen, analysiert.

Die erhaltenen Resultate erlauben die Festlegung der technologischen Verarbeitungsfaktoren zwecks Rückhaltung einer minimalen Menge von PbS un i Pb im Steinkupfer.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 131–133

DK: 622.782: 66–976

Popa Genoveva, Petri, L., Ţuclea, D. und *Pommer, Erna*: **Bestimmung der optimalen Brenntemperatur der Disthenkonzentrate zwecks deren Wärmekonstanthaltung**

Es wurden die physischen und Phaseneigenschaften der aus in Kammeröfen bei 1200–1750°C gebrannten Distenkonzentrate, erhaltene Schamotte analysiert.

Die optimale Brenntemperatur der Distenkonzentrate im Kammerofen ist min. 1500°C.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 134–136

DK: 621.78.082–418

Pifigoi, B.: **Untersuchungen über die geriehtete Abkühlung der Warmwalzbänder**

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 137–144

DK: 669.715: 629.12

Şontea, S. und *Paulescu, L.*: **Anwendung der Aluminiumlegierungen im Schiffbau**

Metalurgia 31 (979), nr. 3, p. 145–148

SOMMAIRE

D : 669—42

Ilea, I. et *Radu, G.* : **Etude des paramètres énergétiques t de force pour le laminage des certains profilés faconnés**

L'oeuvre présente les résultats des recherches analytiques t expérimentales pour la détermination des paramètres de orce pendant le laminage des profilés faconnés, sans tenir ompte de la forme du profilé et de la qualité de l'acier.)n fait une étude comparative entre les paramètres obtenus)ar voie expérimentale et les données similaires obtenues)ar méthodes de calcul analytiques. Les conclusions de cette tude sont utiles pour la pratique courante et pour les bureaux l'études et projets.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 105—108

CD : 669018 : 681.2

Nat, A. et *Nat, N.* : **Calcul des corections d'alliage pour ippareillages nucléaires de mesure en flux continuu de l'épaisseur des produits laminés**

On présente une méthode pour calculer les corrections l'alliage des différentes nuances d'acier. Tenant compte lu palier de sensibilité des appareils de mesure de l'epaisseur, on établit la limite maximale admisible pour la variation rélative du coefficient d'absorption de l'alliage par rapport à celui de l'étalon. En connaissant cette limite, on réunit les aciers en groupes de correction et on passe au calcul de la correction nécessaire.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 109—112

CD : 621.785 : 621.774.2

Parascan, O., Bliuc, M., Bohosievici, N., Nădejde, I. et *Pînzaru, V.* : **Recherches concernant le traitement thermique des tubes soudés pour oléodues**

On présente les résultats des expérimentations effectuées à l'aide d'une installation de rechauffage par induction, pour le traitement thermique des tubes sur tout leur pourtour. Après le traitement de normalisation par induction on obtient une amélioration de la plasticité du cordon de soudure, par l'augmentation de l'allongement spécifique et une diminution de la résistance à la rupture.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 113—114

CD : 666.946 : 539.42

Dragomir, C., Hanganu, Maria et *Ţuclea, D.* : **Recherches sur les composés minéralogiques et la résistance mécanique des pâtes normales en ciment réfractaire spinellique, pendant leur hydratation et cuisson**

L'article présente les résultats des recherches effectuées sur l'évolution des composés minéralogiques du ciment spinellique ALICEM type D , pendant la hydratation et cuisson aux différentes températures. Les déterminations ont été effectuées par l'analyse roentgenographique de la pâte de ciment spinellique. De même, on a analysé le comportement du ciment ALICEM type D à la compression pendant le processus de hydratation, après le séchage à 70 C et après la cuisson dans un domaine de températures de 200 à 1500 C.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 115—118

CD : 621.794.6 : 621.833

Dulămiţă, T., Florian, E., Cojocaru, M. et *Vasile T.* : **Critères d'efficience technique et économique pour déterminer les traitements thermochimiques appliqués aux roues dentées**

À l'aide des traitements thermochimiques appliqués aux roues dentées on recherches la réalisation d'une structure superficielle pouvant conduire à l'augmentation de la durée d'exploitation.

L'oeuvre se propose d'analyser diverses types de traitements themochimiques appliquables aux roues dentées à profil hélicoidal, au point de vue des propriétés d'exploitation et de l'efficience économique.

Metalurgia 31 (1979). nr. 3, p. 119—120

CD : 669.13 : 620.186

Dâmboiu E., Tudoran, P., Luca, V. et *Bidian, D.* : **Recherches expérimentales concernant la liaison entre la microstructure et la friction interne dans les fontes grises et à graphite nodulaire**

On présente les résultats des recherches concernant la liaison entre les microstructures des fontes grises et à graphite nodulaire et le décrément logarithmique. Pour mettre en évidence cette liaison, on a employé des méthodes nondestructives, en appliquant des vibrations longitudinales et de flexion forcée et des vibrations de torsion libre aux eprouvettes de fonte grise et à graphite nodulaire.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 121—126

CD : 62—426 : 621.315.5

Botezan, N. : **Préoccupations concernant l'amélioration de la qualité du fil de cuivre pour les conducteurs émaillés**

L'oeuvre présente quelques aspects des recherches industrielles sur l'amélioration de la qualité des conducteurs en fil de cuivre. Ces aspects traitent sur le fraisage des wirebars de cuivre et le traitement de recuit optimal, concernant la meilleure technologie de fabrication pour les conducteurs émaillés avec des propriétés de malléabilité supérieures.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 127—130

CD : 536.7 : 669.2/.8

Máximo Benavides, Vargas : **Recherches sur les propriétés thermodynamiques des coulées en système CuS-FeS-PbS**

L'oeuvre présente les principales propriétés thermodynamiques des certains constituants du système ternaire CuS-PbS-FeS, base des mattes de cuivre et de plomb. Les résultats des recherches permettent d'établir les facteurs technologiques pour le traitement de ces matériaux, ayant en vue de retenir une quantité minimale de PbS et Pb dans les mattes.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 131—133

CD : 682 : 66—976

Popa, Genoveva, Petri, L., Ţuclea, D. et *Pommer Erna*; **Détermination de la température optimale de calcination des concentrés de disthène, ayant en vue leur stabilisation thermique.**

On a etudié les propriétés physiques et de phase des concentrés de disthène indigènes, calcinés dans le four à chambre aux températures entre 1200—1750 C. On prouve que la température optimale de calcination dans le four à chambre ne doit pas descendre au-dessous de 1500 C.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 134—136

CD : 62178.082^{8}418

Piţigoi, B. : **Etudes et recherches sur le refroidissement dirrigé du feuillard laminé à chaud.**

Metalurgia 3 (1979), nr. 3, p. 137—144

CD : 669.715 : 629.12

Şontea, S. et *Paulescu, L.* : **L'emploi des alliages d'aluminium soudés dans la construction navale.**

Metalurg. 31 (1979), nr. 3, p. 145—148

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669–42

Илка, И. и Раду, Г.: **Исследование энергетических и силовых параметров при прокатке фасонированных профилей**

Работа трактует результаты аналитических и экспериментальных исследований для определения силовых параметров при прокатке фасонированных профилей, независимо от формы профиля и качества стали.

Экспериментально полученные параметры изучаются сравнительно с подобными данными полученными по аналитическим методам расчета, следуя ряд полезных заключений для текущей практики и проектантов.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 105–108

ДК: 669.018: 681.2

Нат, А. и Нат, Н.: **Поправка сплавов для ядерных аппаратах измерения в непрерывном потоке толщины прокатов**

Представлен метод расчета поправок сплава для разных сортов стали. В зависимости от порога чувствительности измерительных приборов толщины, определяется допустимый максимальный предел для относительной вариации коэффициента абсорбции сплава по отношению с эталоном. Позновая этот предел стали группируются на поправочные группы и расчитывается необходимая поправка.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 109–112

ДК: 621.785: 621.774.2

Параскан, О., Блюк, М., Бохосиевич, Н., Нэдежде, И. и Пынзару, В.: **Исследования, касающиеся термообработки сварных трубопродводов**

В работе представлены результаты проведенных экспериментов с помощью нагревательной установки индукцией, для термообработки труб по всей окружности.

После термообработки нормализации индукцией достигнуто улучшение пластичности сварного шва возрастанием специфического растяжения и падением прочности на разрыве.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 113–114

ДК: 666.946: 539.42

Драгомир, К., Хангану, Мария и Цукля, Д., **Исследование минеральных соединений и механическая прочность нормальных паст спинелидного огнеупорного цемента, во время их гидратации и горения**

Статья охватывает результаты проведенных исследований, связанных с эволюцией минеральных соединений спинелидного цемента ALICEM типа $Д_2$ во время гидратации и горения при разных тепмературах. Определения были произведены рентгенографическим анализом пасты спинелидного цемента.

Также, было анализировано поведение цемента ALICEM типа $Д_2$ при сжатии, как в процессе гидратирования после сушки при 70°C, так и после горения в температурном промежутке межсу 200—1 500 °C.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 115–118

ДК: 621.794.6: 621.833

Дулэмицэ, Т., Флорьян, Е., Кожокару, М. и Василе Т.: **Критерии технико-экономической эффективности для установления термохимической обработки применяемая зубчатым колесам**

Термохимической обработкой применяемой зубчатым колесам намечается образование некоторых поверхностных структур которые ведут к повышению срок эксплуатации.

В работе анализируются типы термодинамически обработок, применяемые зубчатым колесам с винтовы профилем, с точки зрения результирующих эксплуатационных характеристик и экономической эффектив ности.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 119–120

ДК: 669.13: 620.186

Дэмбою, Е., Тудоран, П., Лука, В. и Бидьян, Д. **Экспериментальные исследования, касающиеся связи между микроструктурой и внутреним трением в серых чугунах и сфероидальным графитом**

Работа представляет результаты исследований, касающихся связи между микроструктурой серых чугунов и чугунов со сфероидальным графитом и логарифми ческого декремента.

Для выявления этой связи были применены нераз рушающие методы, подвергая образцы из этих сплавов продольным вибрациям и усиленному изгибу и вибрациям свободного кручения.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 121–116

ДК: 62–426: 621.315.5

Ботезан, Н.: **Заботы об улучшении качества медных плавок, предназначенных для изготовления эмалированных проводников**

Представлены некоторые аспекты промышленных исследований об улучшении качества проводников из медной проволоки. Аспекты связаны с фрезерованием медных прутков и с оптимальной обработкой отжига по самой лучшей технологии получения эмалированного проводника с повышенными свойствами ковкости.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 127–130

ДК: 536.7: 669.2/.8

Максимо Бенавидес, Варгас: **Исследования, касающиеся термодинамических свойств расплавов системы $Cu_2S–FeS–PbS$**

Представлены основные термодинамические свойства некоторых элементов трехкомпонентной системы $Cu_2S–PbS–FeS$, лежащая в основе свинцово-медного штейна. Полученные результаты позволяют установить технологические факторы обработки этих материалов для задержки минимального количества PbS и Pb в штейнах.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 131–133

ДК: 622.782: 66–976

Попа, Дженовева, Петри, Л., Цукля, Д. и Поммер, Ерна: **Определение оптимальной температуры обжига дистеновых концентратов для их термической стабилизации**

Были изучены физические и фазовые свойства полученных шамот из дистеновых концентратов, обжигаемых в камерной печи при температурах 1200—1750°C.

Установлено, что оптимальная температура обжига в камерной печи дистеновых концентратов должна быть минимум 1500°C.

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 134–136

ДК: 621.78.082–418

Пицигой, В.: **Исследования направленного охлаждения горячекатаных полос**

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 137–144

ДК: 669.715: 629.12

Шонтя, С. и Паулеску, Л.: **Использование сварных алюминиевых сплавов в судостроение**

Metalurgia 31 (1979), nr. 3, p. 145–148

METALURGIA 3 1979

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA

Prof. dr. ing. I. Ilca
nstitutul de subingineri — Hunedoara
şi
ing. G. Radu
Institutul de cercetări metalurgice — Bucureşti

Studiul parametrilor energetici şi de forţă la laminarea unor profile fasonate

CZ: 669—42

Practica laminării continue a profilelor evidenţiază fenomenul de încărcare neuniformă a motoarelor de acţionare a cajelor pe lungimea barei laminate. Ca urmare a rezistenţei la deformare mai ridicate a capetelor se produc şocuri mecanice în lanţul cinematic al instalaţiei, curentul preluat de motoare înregistrînd valori mult mai mari decît în faza procesului stabilizat.

Din această cauză deseori se produc deranjamente tehnologice care diminuează productivitatea şi provoacă uzarea prematură a pieselor în mişcare prin solicitare la oboseală. Reducerea acestor suprasolicitări la valori admisibile necesită cunoaşterea cantitativă a lor.

Prin metodele analitice de calcul practicate, aceste creşteri ale parametrilor de forţă nu pot fi evidenţiate.

De asemenea, utilizarea relaţiilor analitice de calcul este destul de dificilă, deoarece intervin o serie de mărimi greu de determinat, cum sînt :

— proiecţia suprafeţei de contact dintre material şi cilindru ;

— lăţimea şi înălţimea materialului deformat ;

— rezistenţa medie la deformare a materialului ;

— momentul de mers în gol, calculat cu relaţia :

$$M_0 = \sum_{x=1}^{n} G_x \cdot f_x \cdot \frac{d_x}{2} \cdot \frac{l}{i_x} \qquad (1)$$

în care :

G_x este greutatea elementului x din lanţul cinematic ;
f_x — coeficientul de frecare ;
d_x — diametrul fusului ;
i_x — raportul de transmisie de la elementul x la motor.

Ca rezultat al cercetărilor efectuate pe un laminor continuu de profile se propune o metodă pentru calculul parametrilor de forţă care, comparativ cu metodele analitice utilizate, este mult mai simplă şi mai rapidă, permiţînd determinarea momentului pe întreaga lungime a barei laminate. În acest caz dimensiunile şi calitatea materialului nu intervin în calculul parametrilor de forţă, metoda propusă dovedindu-se a fi practicată şi utilă mai ales în cazul laminării profilelor fasonate (L, T, U, I, sigma etc.).

Determinarea momentului de laminare şi a momentului de mers în gol se realizează pe baza mărimilor electrice preluate de motorul de acţionare, înregistrate cu ajutorul instalaţiei de control existente.

Se consideră cazul laminării continue cu acţionare individuală a cajelor, utilizînd motoare de curent continuu cu excitaţie independentă ; momentul util dezvoltat la arborele motor în acest caz se calculează cu relaţia :

$$M_{mot} = \frac{\eta}{2\pi \cdot n} (U_A \cdot I_A \cdot + U_e \cdot I_e) \qquad (2)$$

în care : η este randamentul motorului ;
n — turaţia motorului, rot/s ;
U_A — tensiunea rotorică, V ;
I_A — curentul rotoric, A ;
U_e — tensiunea de excitaţie, V ;
I_e — curentul de excitaţie, A.

În această relaţie, dacă se neglijează variaţia randamentului în funcţie de sarcină, singura mărime variabilă pentru o anumită situaţie rămîne curentul rotoric I_A.

Se știe că în cazul laminării continue momentul pe care trebuie să-l dezvolte motorul (M_{mot}) se determină cu expresia :

$$M_{mot} = M_{lam} + M_{f_t} + M_0 \qquad (3)$$

în care : M_{lam} este momentul de laminare ;
$M_{f_t} = M_{lam}\ (K - 1)$ — momentul necesar pentru învingerea frecării în elementele transmisiei ;
K — coeficientul de majorare care depinde de felul transmisiei avînd următoarele valori :
$K = 1{,}04 - 1{,}06$ — caja de angrenare ;
$K = 1{,}02 - 1{,}05$ — reductor cu o treaptă ;
$K = 1{,}01 - 1{,}03$ — bare de cuplare.

Dacă se înlocuiește în relația (3) componenta M_{f_t} cu valoarea corespunzătoare, rezultă pentru momentul de laminare expresia :

$$M_{lam} = \frac{M_{mot} - M_0}{K} \qquad (4)$$

Momentul dezvoltat de motor la mersul în gol M_0 se poate determina tot cu relația (2), curentul rotoric avînd în acest caz valoarea I_{A_0}. Înlocuind în relația (4) rezultă :

$$M_{lam} = \frac{\frac{\eta}{2\pi n}(U_A \cdot I_A + U_e \cdot I_e) - \frac{\eta}{2\pi n}(U_A \cdot I_{A_0} + U_e \cdot I_e)}{K}$$

sau :

$$M_{lam} = \frac{1}{K} \cdot \frac{\eta}{2\pi n} \cdot U_A (I_A - I_{A_0}) \qquad (5)$$

Relația (5) obținută pentru calculul momentului de laminare este simplă și ușor de aplicat pentru efectuarea calculelor tehnologice, singura mărime variabilă fiind curentul rotoric, I_A.

Experimentarea practică a acesteia s-a efectuat la laminarea profilului L 35 × 35 × 4 mm în trenul finisor al unui laminor continuu de profile mici. Șarja laminată fiind de marca OL 37 — 2k (0,16 % C ; 0,45 % Mn ; 0,28 % Si ; 0,035 % P ; 0,030 % S).

În acest caz, schema tehnologică prevede efectuarea în trenul finisor a două treceri prin cajele orizontale *18* și *20*.

Dimensiunile profilului la intrarea și ieșirea din aceste caje sînt reprezentate în figura 1.

Așa după cum se menționează, mărime variabilă o constituie curentul rotoric I_A care la intrarea barei între cilindri crește l valoarea I_{A_1}, după care scade la valoarea I_A în timpul procesului stabilizat și înregistrează

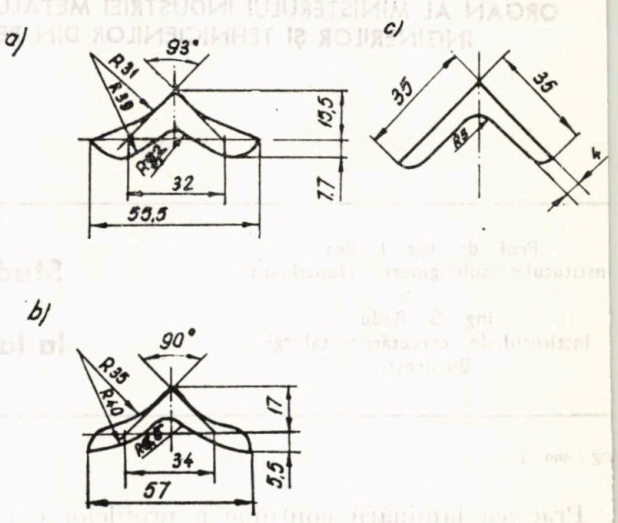


Fig. 1. Dimensiunile calibrelor :
a — intrare în caja *18* ; *b* — ieșire caja *18* ; *c* — ieșire caja *20*

o nouă creștere la capătul posterior al barei pînă la valoarea I_{A_3}, revenind apoi la valoarea de mers în gol I_{A_0}.

Variația curentului rotoric I_A, măsurată și prelucrată statistic, este dată în tabelul 1.

Tabelul 1

Variația curentului rotoric I_A, prelucrată statistic pentru diferite porțiuni ale barei laminate

Caja	I_A, A	Valoarea medie, A	Abaterea medie pătratică, A	Eroarea relativă, %
18	I_{A_0}	11,20	0,20	± 1,78
	I_{A_1}	350,13	5,35	± 1,53
	I_{A_2}	280,03	8,36	± 2,99
	I_{A_3}	285,00	8,47	± 2,97
20	I_{A_0}	16,35	0,30	± 1,83
	I_{A_1}	649,83	11,81	± 1,82
	I_{A_2}	529,90	0,89	± 1,68
	I_{A_3}	750,00	7,80	± 1,04

Celelalte mărimi necesare pentru efectuarea calculului, constante în timpul laminării pe caje, sînt trecute în tabelul 2.

Utilizînd valorile din tabelele 1 și 2 și efectuînd calculele cu relația (5), păstrînd aceiași indici ca și pentru curenți, rezultă variația momentului pe lungimea barei (tab. 3) reprezentată grafic în figura 2.

Din interpretarea dependenței grafice (fig. 2) și a relației (5) obținute pentru calculul momentului de laminare, rezultă proporționalitatea directă dintre momentul de laminare și variația curentului rotoric I_A, adică :

$$M_{lam} = C \cdot I_A \qquad (6)$$

Tabelul 2

Parametrii constanți în timpul laminării

Caja	Diametrul de lucru al cilindrului, mm	Turația motorului n_{mot}, rot/min	Raportul de transmisie, $i = \frac{n_{mot}}{n_{cil}}$	Viteza de laminare, V, m/s	Temperatura de laminare, °C	Tensiunea rotorică U_A, V	Randamentul motorului η, %
18	294,6	520	1,15	6,94	1 050	770	93,9
20	319,2	580	1,05	9,25	1 045	710	93,9

Tabelul 3

Variația momentului de laminare pe lungimea barei

Caja	M_{lam_1} (N.m)	M_{lam_2} (N.m)	M_{lam_3} (N.m)	Obs.
18	4 054	3 216	3 276	
20	6 268	5 082	7 258	

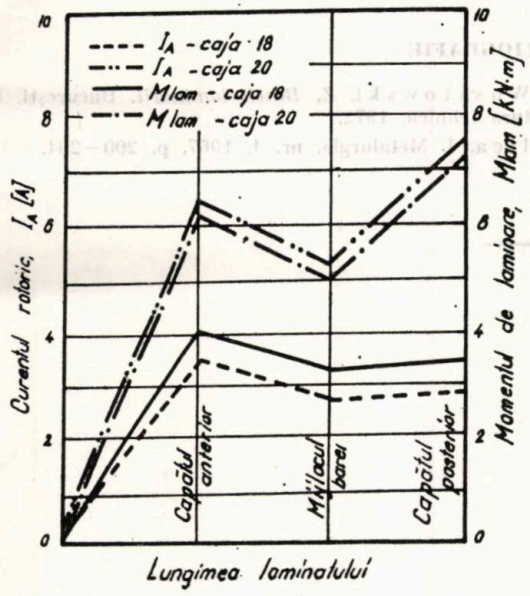


Fig. 2. Variația curentului rotoric (I_A) și a momentului real de laminare (M_{lam}) pe lungimea barei

în care C este constanta exprimată în $\left[\frac{N \cdot m}{A}\right]$, obținută din raportul valorilor M_{lam} (tab. 3) și valorile corespunzătoare ale curentului rotoric (tab. 1), avînd în cazul de față următoarele valori:

Pentru caja $C_{18} = 11{,}49 \left[\frac{N \cdot m}{A}\right]$

Pentru caja $C_{20} = 5{,}59 \left[\frac{N \cdot m}{A}\right]$

De asemenea, din figura 2 se observă că momentul de laminare variază considerabil pe lungimea barei, înregistrînd la capătul anterior valori cu 26% (caja *18*) și 23% (caja *20*) mai mari decît în faza procesului stabilizat, iar la capătul posterior, valori mai mari cu 2% (caja *18*) și 43% (caja *20*).

Aceste creșteri se datorează răcirii mult mai rapide a capetelor laminatului, precum și a neuniformității dimensionale a acestora.

Valorile momentului de laminare obținute cu relația propusă (5) permit totodată aprecierea calitativă și cantitativă a metodelor analitice indicate de literatură. Momentul de laminare redus la arborele motorului se determină analitic cu relația:

$$M_{lam} = \frac{l}{i}(M_{def} + M_{ff}) = \frac{l}{i}(2 \cdot P \cdot a + P \cdot d_f \cdot f_f) \quad (7)$$

în care: M_{def} este momentul de deformare;
M_{ff} — momentul de frecare în fusurile cilindrilor ca urmare a acțiunii forței de laminare P;
a — brațul de pîrghie al forței P;
d_f — diametrul fusului cilindrului;
f — coeficientul de frecare în lagărele cilindrilor.

Pentru comparație, în funcție de dimensiunile laminatului (fig. 1) și parametrii constanți ai procesului de laminare (tab. 2), s-au determinat forțele și momentele de laminare, obținîndu-se valorile prezentate în tabelul 4.

Tabelul 4

Variația parametrilor de forță obținuți după metode analitice

Metoda de calcul al parametrilor de forță		Golovin-Tiagunov P(N)	Golovin-Tiagunov M_{lam} (N.m)	Orowan-Pascol P(N)	Orowan-Pascol M_{lam} (N.m)	Ekelund P(N)	Ekelund M_{lam} (N.m)
Caja	*18*	112 165	1 913	140 812	2 401	120 095	2 900
	20	62 332	770	105 428	1 302	132 862	1 651

Dependența între valorile momentului de laminare obținute după metode de calcul analitice (tab. 4) și rezultate prin metoda propusă sînt prezentate în figura 3.

Se observă că în general valorile teoretice sînt mai mici decît momentul de laminare

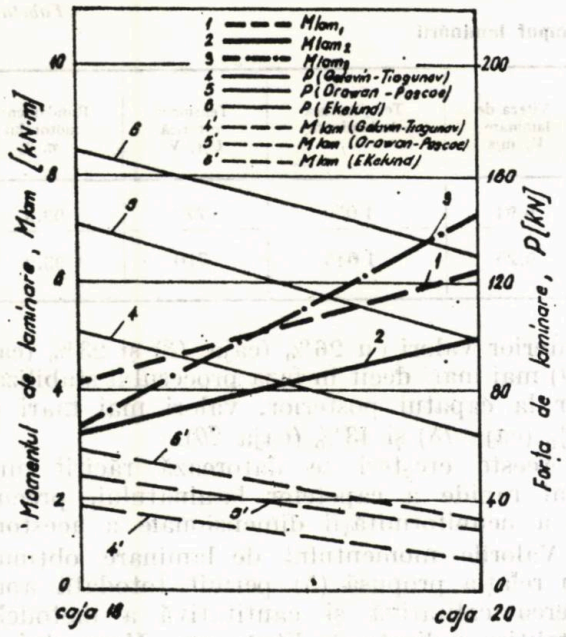


Fig. 3. Variaţia parametrilor de forţă (P, M_{lam}) după metoda propusă şi alte metode analitice

real (M_{lam_2}), înregistrat în funcţie de mărimile electrice ale motorului. Prin metodele analitice se obţin rezultate satisfăcătoare doar cu metoda lui Ekeiund. De asemenea, se observă că aceste valori sînt mai mari la caja *18*, faţă de caja *20*, deşi în realitate este invers. Aceasta se datorează faptului că metodele analitice nu ţin seamă de efortul de îndreptare a aripilor cornierului la ultima trecere, ci numai de reducere, care este într-adevăr mai mare la caja *18*.

Metoda propusă prezintă o serie de avantaje

— Operativitate în efectuarea calculului pentru determinarea momentului real de laminare independent de forma profilului şi calitatea materialului laminat, fără să necesite instalaţii complexe de măsurare (mesdoze etc.).

— Permite alegerea corectă a metodei de calcul pentru un anumit profil şi linie de laminare, mai ales în cazul introducerii în fabricaţie a profilelor noi.

— Permite determinarea momentelor maxime care apar la laminarea extremităţii barelor, valori utile pentru stabilirea corectă a tehnologiei de laminare şi garantarea siguranţei în exploatare a utilajelor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Wusatowski, Z. *Bazele laminării*. Bucureşti, Editura tehnică, 1972.

[2] Ilca, I. Metalurgia, nr. 4, 1967, p. 200—204.

Fiz. A. Nat
Universitatea din Galaţi
şi
fiz. N. Nat
Combinatul siderurgic — Galaţi

Corecţiile de aliaj pentru aparatele nucleare de măsurare în flux continuu a grosimilor laminatelor

CZ : 669.018 : 681.2

Cunoaşterea cît mai exactă şi în mod continuu a grosimii laminatelor a impus utilizarea pe scară tot mai mare a aparatelor de măsură şi control care utilizează metoda transmisiei gama sau X. Aceste aparate prezintă o serie de avantaje faţă de aparatele clasice [1] — [3], din care se amintesc :

a) măsurătorile se fac în flux continuu, fără contact ;

b) rezultatele măsurătorilor pot fi transmise calculatoarelor de proces sau la sistemul de reglare automată a grosimii ;

c) în timp scurt se obţine o precizie a măsurătorilor mult mai mare decît prin procedeele clasice. Unul din dezavantajele acestor aparate este faptul că valoarea măsurată a grosimii depinde de compoziţia chimică a laminatului, fiind necesară introducerea unor corecţii, numite corecţii de aliaj. Atunci cînd nu se ţine seamă de aceste corecţii, se obţin măsurători eronate care pot duce la declanşarea laminatului.

Pentru determinarea corecţiilor de aliaj, producătorii de aparate nucleare de măsură şi control în flux continuu a grosimilor laminatelor indică procedeul următor : din fiecare marcă laminată se confecţionează un set de plăci etalon cu ajutorul cărora se determină corecţia care trebuie să fie introdusă.

Metoda prezintă inconvenientele :

— impune un volum mare de muncă pentru confecţionarea etaloanelor, mai ales în condiţiile laminării unei game mari de mărci de oţel ;

— necesită existenţa unor utilaje care să prelucreze foarte precis etaloanele ;

— la laminarea unei noi mărci, pentru care nu s-au făcut determinările de corecţie, trebuie să se accepte riscul că măsurătorile de grosime sînt eronate.

Avînd în vedere dezavantajele arătate mai sus, precum şi faptul că la C.S. Galaţi se dispune de un număr mare de aparate de măsură şi control al grosimilor laminatelor, de tipuri diferite, s-a pus problema simplificării procedeului de determinare a corecţiilor de aliaj şi punerea la îndemîna tehnologului a unui procedeu simplu de determinare a corecţiei de aliaj, chiar şi pentru o marcă nouă.

Considerente teoretice. Metoda radiometrică utilizată pentru măsurarea grosimii laminatelor, folosind geometria transmisiei gama sau X, se bazează pe fenomenul de atenuare a fasciculului de radiaţii, care trece prin laminat, datorită proceselor de interacţiune a radiaţiilor nucleare cu substanţa.

Avînd un fascicul de radiaţie nucleară, bine colimat — fascicul îngust — monoenergetic, se obţine relaţia :

$$I = I_0\, e^{-\mu x} = I_0\, e^{-\mu_m \rho x} \qquad (1)$$

unde : I_0 este intensitatea fasciculului de radiaţie în absenţa laminatului ;

I — intensitatea fasciculului de radiaţie după ce a trecut prin laminat ;

x — grosimea laminatului ;

μ — coeficientul de atenuare liniar ;

μ_m — coeficientul de atenuare masic ;

ρ — densitatea laminatului.

Prin logaritmarea expresiei (1) se obţine :

$$x = \frac{1}{\mu}\, ln\, \frac{I_0}{I} \qquad (2)$$

care reprezintă formula matematică de bază, utilizată pentru măsurarea şi controlul grosimii laminatului. Măsurarea grosimii laminatului, prin utilizarea metodei transmisiei radiaţiilor gama sau X, se rezumă la măsurarea intensităţii fasciculului de radiaţie I, considerînd I_0 şi μ constanţi. Dacă valorile lui I_0 şi μ nu sînt constante, măsurătorile de grosime nu pot fi efectuate sau se efectuează cu erori mari.

Prin construcţie se asigură o valoare constantă pentru I_0 şi 0, etaloane pentru o anumită valoare a lui μ corespunzătoare unei anumite mărci de oţel. În condiţiile unui fascicul de radiaţie cu un spectru energetic constant şi pentru laminate care au temperatură mai mică de 100°C, valoarea lui μ depinde, practic, de compoziţia chimică a laminatului, fiind dată de relaţia :

$$\mu = \frac{\mu_m}{\rho} = \frac{\sum_{i=1}^{n} W_i \frac{\mu_i}{\rho_i}}{\sum_{i=1}^{n} \frac{W_i}{\rho_i}} \qquad (3)$$

unde : μ_m este coeficientul de atenuare masic mediu ;

ρ — densitatea aliajului ;

μ_i/ρ_i — coeficientul de atenuare masică a fiecărui element chimic din compoziţia aliajului;
ρ_i — densitatea fiecărui element;
W_i — fracţia ponderată a fiecărui element.

Avînd în vedere faptul că compoziţia chimică a laminatului variază chiar în cazul unei mărci date, rezultă din (3) că se obţine un domeniu de variaţie a lui μ pentru o anumită marcă de oţel. În asemenea condiţii, prezintă importanţă deosebită cunoaşterea exactă a limitelor de variaţie a valorii lui μ, pentru ca indicaţiile grosimetrului să nu se modifice semnificativ.

La determinarea limitelor de variaţie trebuie să se ţină seamă de existenţa unor erori statistice inevitabile, care conduc la existenţa unei variaţii relative minime detectabile de grosimi (pragul de sensibilitate), care provoacă o variaţie măsurabilă a mărimii indicatoare dată de relaţia:

$$\left.\frac{\Delta X}{X}\right|_{minim} = 2^{1/2} Z(P) \frac{\sigma(X)}{X} = 2^{1/2}\varepsilon \qquad (4)$$

unde $Z(P)$ este funcţia de distribuţie normată; $\frac{\sigma(X)}{X}$ — abaterea standard relativă a grosimii măsurate; P — încrederea; ε — eroarea relativă a instalaţiei de măsurare a grosimilor. Pentru încredere $P = 95\%$, $Z(P) = 1{,}96 \approx 2$.

Acestei variaţii minime detectabile a grosimii îi corespunde o variaţie minimă detectabilă a valorii lui $\frac{\Delta I}{I}$. Considerînd grosimea constantă, această variaţie poate fi provocată de variaţia lui $\Delta\mu/\mu$ şi ţinînd seamă de relaţiile (1) şi (4) se deduce:

$$\left.\frac{\Delta\mu}{\mu}\right|_{max.admis} = 2^{1/2}\varepsilon = 1{,}41\,\varepsilon \qquad (5)$$

Din relaţia (5) rezultă că limita de variaţie a coeficientului de absorbţie depinde de abaterea standard relativă a grosimii măsurate, care este o caracteristică metrologică bine cunoscută a grosimetrelor nucleare.

Avînd în vedere faptul că fiecare grosimetru este etalonat cu etaloane dintr-un material cu compoziţie chimică cunoscută, deci cu o valoare cunoscută a lui μ, relaţia (5) devine:

$$\left(\frac{\mu}{\mu_{et}} - 1\right)_{max.admis} = 1{,}41\varepsilon \qquad (6)$$

unde μ, respectiv μ_{et} sînt coeficienţii de absorbţie ai aliajelor, respectiv ai etaloanelor.

Datorită existenţei unui domeniu maxim admis de variaţie a lui μ, domeniile de variaţie a coeficientului de absorbţie, datorită variaţiei compoziţiei chimice a diferitelor mărci, poate fi împărţit într-un număr întreg de limite de domenii admisibile, astfel:

$$\frac{\Delta\mu}{\mu_{et}} = (n \pm 1)\left.\frac{\Delta\mu}{\mu_{et}}\right|_{admis} = 1{,}41\,(n \pm 1)\varepsilon \qquad (7)$$

unde $n\,\varepsilon$ reprezintă corecţia care se introduce pentru grupa de mărci de oţel. La stabilirea corecţiei se ţine seamă de semnul diferenţei μ aliaj $- \mu_{et}$.

Ţinînd seamă de limitele de variaţie a compoziţiei chimice pentru diferitele mărci de oţel şi calculînd cu ajutorul relaţiei (3) valorile lui μ_{minim}, respectiv μ_{maxim} pentru limita inferioară, respectiv superioară a compoziţiei chimice pentru o marcă, admise de normele existente şi folosind relaţia (7), se determină o grupare a mărcilor de oţel în grupe de corecţie. Fiecare grupă de corecţie este caracterizată de o anumită valoare a lui n şi deci de o anumită corecţie.

Date experimentale. Considerentele teoretice arătate mai sus au fost verificate la C.S. Galaţi prin experimentarea pe un aparat de măsurare în flux a grosimilor benzilor laminate la rece, care utilizează ca sursă de radiaţie nucleară un tub de raze X.

Eroarea relativă pentru acest aparat este:

$$\varepsilon = \frac{2\,\sigma(X)}{X} = 0{,}25\%\,(P = 95\%).$$

Domeniul de măsură este 0,19 — 6 mm şi are subdomeniile: 0,19—0,39; 0,39—0,99; 0,99—1,99; 1,99—3,99; 3,99—5,99. Dacă se are în vedere relaţia (6) pentru limitele de variaţie admise pentru valoarea lui μ se obţine valoarea:

$$\left.\frac{\Delta\mu}{\mu_{et}}\right|_{max.\,admis} \times 100 = \pm 0{,}35$$

Ţinînd seamă de valorile coeficientului de absorbţie masic, date în tabelul 1, precum şi de compoziţia chimică a etaloanelor realizate din aceeaşi marcă de oţel, dar din şarje diferite, s-a verificat în ce msură limitele de variaţie ale coeficientului de absorbţie pentru o marcă de oţel provoacă modificări sesizabile ale indicaţiilor măsurătorului de grosime.

Probele utilizate aveau grosimi cuprinse în domeniul 1,99 şi 3,99 mm şi au fost confecţionate din diferite mărci de oţel. Energia radiaţiilor utilizate este de 41 keV.

Aşa după cum era de aşteptat, datele experimentale confirmă considerentele teoretice. Deşi există o variaţie a coeficientului de absorbţie a oţelului cuprinsă între 0,02 şi 0,35%,

Valorile μ_i/ρ_i, cm /g — *Tabelul 1*

Elementul	Densitatea, g/cm³	Energia radiațiilor nucleare utilizate, keV							
		15,4	20,5	24,6	30,8	35,2	41,1	49,4	61,8
Carbon	2,82	0,811	0,449	0,336	0,258	0,230	0,208	—	0,14
Aluminiu	2,7	7,25	3,20	1,93	1,08	0,779	0,552	0,385	0,28
Siliciu	2,42	9,05	3,97	2,39	1,32	0,94	0,657	—	0,3
Fosfor	1,83	11,1	4,85	2,90	1,58	1,12	0,766	—	0,32
Sulf	2,07	13,4	5,87	3,50	1,89	1,35	0,903	—	0,35
Titan	4,5	33,9	24,9	8,86	4,69	3,22	2,10	—	0,75
Vanadiu	5,69	38,5	17,0	10,1	5,34	3,66	2,38	—	0,81
Crom	7,19	43,4	19,2	11,4	6,03	4,13	2,69	1,65	0,88
Mangan	7,42	48,4	21,5	12,8	6,76	4,63	3,00	—	1,01
Fier	7,82	53,6	23,9	14,2	7,54	5,16	3,35	2,10	1,12
Nichel	8,9	64,6	29,3	17,4	9,25	6,34	4,11	2,55	1,41
Cupru	8,93	70,4	31,9	19,1	10,8	6,97	4,51	2,7	1,54
Niobiu	8,4	24,0	73,0	46,0	25,5	17,8	11,7	—	3,9
Molibden	9,01	25,8	76,5	48,5	27,1	18,9	12,4	—	4,0
Wolfram	19,3	134	63,6	38,9	21,0	14,5	9,37	—	2,7

indicațiile aparatului de măsurare a grosimilor s-au situat în limitele erorilor de măsură admise. Cînd variația coeficientului de absorbție a mărcii de oțel măsurată, față de valoarea coeficientului de absorbție a oțelului cu care s-a făcut etalonarea, depășește 0,35%, apar erori de măsurare mai mari și este necesară o corecție.

Ținînd seamă de limitele maxime și minime ale compoziției chimice admise pentru mărcile de oțel laminate la rece la C.S. Galați a reieșit că în cadrul aceleiași mărci de oțel nu sînt variații ale coeficienților de absorbție care să depășească dublul valorii maxime admise, deci nu este necesară cunoașterea compoziției chimice a produsului care se laminează.

Pentru exemplificare, în tabelul 2 se dau valorile minime și maxime ale coeficienților de absorbție calculați pentru diferite mărci de oțel.

Dacă în formula (7) se dau lui n valori întregi atît pozitive, cît și negative, se obțin grupe de corecție de aliaj în limitele de variație a coeficientului de absorbție, date în tabelul 3. Deci, dacă se ține seamă de valorile din tabelul 2 și de cele din tabelul 3, mărcile de oțel se pot încadra în grupe de corecție. Valoarea corecției este $n\varepsilon$. Corectitudinea acestei valori de corecție depinde de exactitatea cu care se cunosc coeficienții de absorbție masici pentru fiecare element chimic. Chiar și în condițiile în care acești coeficienți nu sînt exact cunoscuți se poate face împărțirea oțelurilor în grupe de corecție, urmînd să se confecționeze etaloane din fiecare grupă pentru determinarea corecției de aliaj exacte.

În tabelul 4 sînt date valorile experimentale obținute.

Tabelul 2

Marca de oțel	$(\mu/\mu_{et} -) \times 100$		Grupa de corecție	Corecția, %
	minim	*maxim*		
St. 10	0,26	−0,34	0	0
St. 12	0,26	−0,08	0	0
St. 13	0,26	−0,03	0	0
St.14	0,26	−0,22	0	0
B In	0,48	−0,67	−1	−0,25
OL 32 n	0,29	−0,66	−1	−0,25
OLC 20	−0,56	−1,37	−3	−0,75
A 3 CK	0,49	−0,98	−2	−0,5
R St 37−2	−0,33	−0,94	−2	−0,5
A 4 nec.	−0,88	−1,36	−3	−0,75
M 208	−3,68	−4,67	−12	−3,0
K F 2 nec.	0,47	−0,19	+1	+0,25
K F 4	0,48	−0,07	+1	+0,25
N 18	0,13	−0,83	−1	−0,25

Tabelul 3

Grupa	Corecția pozitivă $(\mu/\mu_{et} - 1) \times 100$		Grupa	Corecția negativă $(\mu/\mu_{et} - 1) \times 100$	
	minim	*maxim*		*minim*	*maxim*
1	0	+0,7	−1	−0,7	0
2	+0,35	+1,05	−2	−1,05	−0,35
3	+0,7	+1,4	−3	−1,4	−0,7
4	+1,05	+1,75	−4	−1,75	−1,05
5	+1,4	+2,10	−5	−2,10	−1,4
6	+1,75	+2,45	−6	−2,45	−1,75
7	+2,10	+2,80	−7	−2,80	−2,10
8	+2,45	+3,15	−8	−3,15	−2,45
9	+2,80	+3,50	−9	−3,50	−2,80
10	+3,15	+3,85	−10	−3,85	−3,15
11	+3,50	+4,20	−11	−4,20	−3,50
12	+3,85	+4,55	−12	−4,55	−3,85

Tabelul 4

Marca de oțel	$(\mu/\mu_{et}-1)\times 100$ calculat	Corecția calculată	Grosimea probei, mm	Grosimea indicată, mm	Eroarea relativă, %	Corecția necesară
Bln	−0,40		1,950	1,953	+0,15	
	−0,55	−0,25 %	1,990	1,997	+0,35	−0,25 %
	−0,63		2,055	2,064	+0,43	
	−0,85		2,455	2,468	+0,52	
A3Ck	−0,89	−0,50 %	2,563	2,582	+0,74	−0,50 %
	−0,95		2,552	2,569	+0,66	
	0,35		2,652	2,644	−0,30	
KF4	0,40	+0,25 %	2,642	2,632	−0,37	+0,25 %
	0,43		2,632	2,619	−0,49	
A 4	−0,92		2,105	2,126	+0,99	
necal-	−0,02	−0,75 %	2,106	2,125	+0,90	−0,75 %
mat	−1,20		2,110	2,128	+0,85	
M	−4,02		2,465	2,544	+3,20	
208	−4,36	−3 %	2,450	2,531	+3,30	−3 %
	−4,42		2,360	2,425	+2,71	

Din cele prezentate mai sus rezultă :

Corecția de aliaj este o valoare specifică fiecărui aparat de măsurare și control al grosimilor.

Nu este necesară corecția de aliaj în cadrul aceleiași mărci de oțel.

Oțelurile pot fi grupate în mai multe grupe de corecție și fie prin calcul, fie experimental se poate determina valoarea exactă a corecțiilor.

Procedeul arătat simplifică mult determinările corecțiilor de aliaj.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ven Gert Wiethoff și col. *Erfahrungen mit einer Isotopen-Dickenmessanlage in einer automatisierten Gross-und Mittelblechstrasse.* În : Stahl un Eisen, nr. 23, 1969, p. 1294.

[2] Nat, N. *Alegerea radionuclidului pentru măsurarea grosimilor prin metoda transmisiei gama.* În : Tehnica nucleară, 1971, nr. 4, p. 307.

[3] Nat, N. *Corectarea variației în timp a preciziei măsurărilor grosimilor laminatelor prin metode radiometrice.* În : Metalurgia, 1971, nr. 10, p. 641.

[4] Garner, R.P. și Ralph, L. E. *Radioisotope measurement applications in engineering.* Reinhold Publishing Corp., New York, Amsterdam, Londra, 1967.

[5] Jeleznov, Iu ș.a. *Ob osnovnih parametrah izmeritelia tolșcinî polosi.* În : Stal, nr. 11, 1970, p. 1015.

Ing. O. Parascan, ing. M. Bliuc
Întreprinderea metalurgică — Iași
fiz. N. Bohosievici, ing. I. Nădejde
și ing. V. Pînzaru
C.C.P.F.Ț.T. — București

Cercetări privind tratamentul termic al țevilor sudate pentru conducte

CZ : 621.785 : 621.774.2

Indicele de calitate al cusăturii țevilor sudate longitudinal. Indicele de calitate al unei îmbinări sudate este o noțiune complexă care se poate defini pe baza caracteristicilor fizico-chimice și structurale ale cusăturii și ale zonei influențate termic.

Unei îmbinări lipsite de defecte de sudare i se poate atribui un indice de calitate 1 sau apropiat de 1, numai dacă și proprietățile mecanice sînt identice cu cele ale materialului neinfluențat termic.

În cazul țevilor sudate longitudinal pentru conducte este necesar ca indicele de calitate al cusăturii să fie cît mai apropiat de 1, deoarece solicitările la care sînt supuse în timpul utilizării sînt mult mai mari decît la țevile cu destinație obișnuită.

Încercările mecanice efectuate pe microepruvete au relevat faptul că limita de rupere a materialului din zona cusăturii și zona influențată termic crește cu 15—25% față de cea a materialului neinfluențat termic, în timp ce alungirea scade cu 70—80%.

Prin analiză metalografică s-a stabilit că, în unele cazuri, datorită ciclului termic de sudare, pot apărea formațiuni martensitice (fig. 1, *a*) înglobate în insule de troostită pe un fond de ferită aciculară (widmannstätten). În porțiunile mai depărtate de îmbinare, adică în zona influențată termic, cantitatea de martensită scade, obținîndu-se numai troostită pe un fond de grăunți de ferită în echilibru (fig. 1, *b*).

O asemenea succesiune a componentelor structurale este caracteristică pentru toate regimurile de sudură ale țevilor din oțel sudate longitudinal cu conținut de carbon ridicat (pînă la 0,25%).

Modificarea parametrilor de sudare, în sensul creșterii temperaturii în focarul de sudură, conduce la creșterea porțiunilor de martensită și troostită și la o scădere a feritei.

Apariția porțiunilor martensitice este determinată de vitezele foarte mari de încălzire și răcire, precum și de faptul că timpul de menținere la temperaturi înalte este extrem de scurt.

În acest fel procesul de omogenizare prin difuzie nu se poate desfășura și zonele cu un conținut ridicat de carbon (perlită) vor conduce la apariția martensitei sau troostitei.

Formarea componentelor dure și fragile determină o creștere a durității și a rezistenței și o bruscă scădere a plasticității materialului cusăturii în comparație cu materialul neinfluențat termic.

Alungirea specifică redusă în zona cusăturii și în zona influențată termic poate conduce la apariția de fisuri sau ruperi în timpul operațiilor tehnologice de prelucrare prin deformare la rece a materialului.

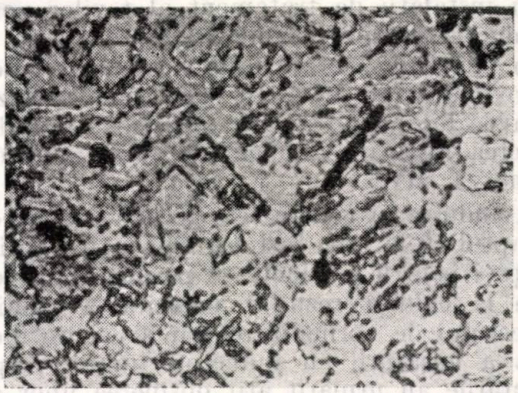


Fig. 1, *a*. Microstructură în zona cusăturii la o țeavă sudată longitudinal, ∅ 219,1 × 7,04 mm. Structură widmannstätten, × 500

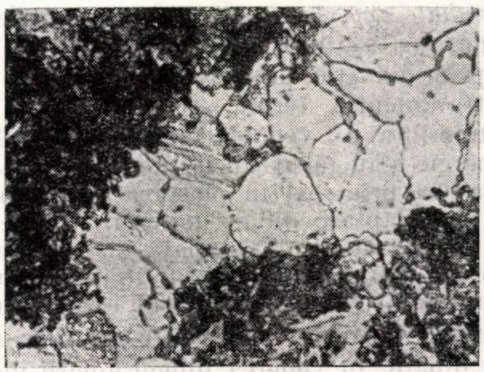


Fig. 1, *b*. Microstructură în Z.I.T. la o țeavă sudată longitudinal, ∅ 219,1 × 7,04 mm. Troostită și ferită, × 500

Uniformizarea caracteristicilor mecanice ale materialului pe toată circumferința țevii este una din condițiile ce se impun țevilor cu destinație specială, cum ar fi țevile pentru recipiente și aparate sub presiune, țevile pentru conducte etc.

Tratamentul termic al cusăturii țevilor sudate longitudinal. Pentru modificarea structurii cusăturii de sudură și îmbunătățirea propietăților sale plastice, s-au prelevat epruvete din zona cusăturii, care s-au normalizat prin încălzire inductivă. Cu ocazia acestor experimentări s-au stabilit parametrii regimului de tratament și

influenţa acestora asupra caracteristicilor cusăturii.

În urma încercărilor efectuate s-a constatat o îmbunătăţire a proprietăţilor mecanice, exprimată îndeosebi prin creşterea apreciabilă a alungirii specifice. Proprietăţile de plasticitate ale materialului din zona cusăturii au devenit comparabile cu cele ale materialului de pe restul circumferinţei ţevii.

Din punct de vedere calitativ, normalizarea prin încălzire pe toată circumferinţa este cea mai adecvată metodă de tratament termic al ţevilor sudate longitudinal. Aceasta nu se justifică însă din punct de vedere economic, mai ales la ţevile cu diametru şi grosime de perete mari, deoarece necesită cantităţi mari de energie. Spre exemplu, puterea unei instalaţii de tratament al ţevilor pentru conducte cu dimensiunile ∅ 219,1 × 7,04 mm la o viteză de 30—40 m/min trebuie să fie de aproximativ 20 MW. În cazul cînd încălzirea ar avea loc numai în zona cusăturii de sudură, puterea instalată, în aceleaşi condiţii, este de numai 1 MW.

Avîndu-se în vedere cele de mai sus, precum şi faptul că la I.M. Iaşi cea mai mare cantitate de ţevi pentru conducte se produce fără reducere la cald, a rezultat necesitatea studiului procesului de normalizare prin încălzire inductivă a cusăturii cu inductori liniari. Experimentările au urmărit atît obţinerea unor date tehnice de calcul, cît şi stabilirea preliminară a unor condiţii tehnologice.

Rezultate experimentale. Experimentările s-au efectuat cu ajutorul unei instalaţii de încălzire prin inducţie, proiectată şi realizată pentru tratamentul termic al ţevilor pe toată circumferinţa. În vederea micşorării pierderilor de energie s-au făcut unele modificări, care au constat în principal în plasarea transformatorului de adaptare direct deasupra ţevii ce trebuie tratată termic. Totodată s-a realizat un dispozitiv pentru reglarea distanţei dintre inductor şi ţeavă (fig.2). Pe timpul experimentărilor au fost verificate mai multe tipuri de inductoare liniare, în vederea dimensionării instalaţiilor industriale.

Tratamentul termic s-a efectuat pe ţevi de conducte ∅ 219,1 × 7,04 mm din oţel X42, conform API5LX.

Caracteristicile mecanice obţinute pe epruvete prelevate din cusătură, înainte de aplica-

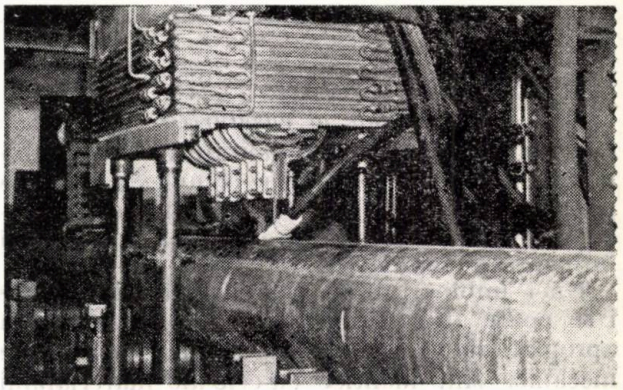


Fig. 2. Instalaţie pentru tatamentul termic cu inductor liniar al cusăturii ţevilor sudate longitudinal

rea tratamentului termic, au indicat o plasticitate extrem de redusă a materialului din această zonă (R_m = 50 — 55 daN/mm², iar A_5 = = 4 — 8%).

După efectuarea tratamentului termic de normalizare prin inducţie s-a obţinut o îmbunătăţire a plasticităţii cusăturii de sudură, caracterizată prin creşterea apreciabilă a alungirii specifice (A_5 = 20 — 25%) şi o scădere a rezistenţei la rupere (R_m = 44 — 45 daN).

În privinţa inductoarelor liniare au fost stabilite următoarele date care trebuie avute în vedere la realizarea instalaţiilor de tratament termic:

— lăţimea zonei încălzite la temperatura de normalizare reprezintă aproximativ 70% din lăţimea inductorului;

— diferenţa de temperatură pe grosimea peretelui ţevii (max. 8 mm) la frecvenţa de 2 500 Hz nu depăşeşte 30°C;

— din punct de vedere energetic, puterile maxime admisibile în inductor nu trebuie să depăşească 1 kW/cm²;

— utilizarea concentratorilor magnetici (ferite) duce la îmbunătăţirea randamentului de transfer cu aproximativ 15—25%.

Ing. C. Dragomir, ing. Maria Hanganu
și ing. D. Țuclea
Institutul de cercetări
metalurgice—București

Cercetarea compușilor minerali și rezistența mecanică a pastelor normale de ciment refractar spinelic în timpul hidratării și arderii lor

CZ: 666.946 : 539.42

Compoziția chimică și mineralogică a cimentului refractar spinelic. Pentru lucrările de cercetare s-a folosit un ciment spinelic ALICEM-M tip D_2, fabricat la ICEM în cuptor cameră, cu compoziția chimică și mineralogică prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziția chimică		Compoziția mineralogică	
Al_2O_3	73,0 %	$CaO \cdot Al_2O_3$	33,8 %
Fe_2O_3	0,5 %	$CaO \cdot 2Al_2O_3$	31,3 %
SiO_2	0,3 %	$2CaO \cdot Al_2O_3 \cdot SiO_2$	1,1 %
CaO	17,0 %	$4CaO \cdot Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$	1,4 %
MgO	9,0 %	$MgO \cdot Al_2O_4$	32,2 %
Na_2O	0,2 %		
K_2O	0,02 %		
P.C.	—		

Componenții mineralogici existenți în clincher au fost identificați calitativ cu ajutorul difracției cu raze X și calculați cantitativ în funcție de analiza chimică.

După cum rezultă din datele prezentate în tabelul 1 și roentgenograma figurii 1, clincherul de ciment spinelic conține în principal următorii compuși minerali: monoaluminatul de calciu; dialuminatul de calciu; spinel.

Acești compuși mineralogici imprimă clincherului anumite caracteristici.

Astfel, monoaluminatul și dialuminatul de calciu dau cimentului caracteristica hidraulică, pe cînd spinelul $MgO \cdot Al_2O_3$ contribuie la ridicarea refractarității acestui ciment la 1 730—1 750°C.

Întrucît analiza Roentgen nu a dat nici o indicație în legătură cu formarea compușilor cu Fe_2O_3 și SiO_2, ei fiind prezenți într-o proporție mică, s-a considerat că ei pot da naștere la brownmilerit $4CaO \cdot Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$ și respectiv gehlenit $2CaO \cdot Al_2O_3 \cdot SiO_2$.

Componenții minerali hidratați ai cimentului refractar spinelic. În literatura de specialitate se arată modul de hidratare și respectiv de întărire a cimenturilor aluminoase de calciu. Procesul de hidratare a aluminaților de calciu din cimenturile aluminoase de calciu este redat schematic astfel:

$$CA + 10\,H \xrightarrow{<21°C} CA \cdot H_{10} \text{ hexagonal}$$

$$2CA + 11H \xrightarrow[>35°C]{21-35°C} C_2A \cdot H_8 + AH_3$$

$$\downarrow$$

$$3CA + 12H \rightarrow C_3AH \text{ cubic} + 2AH_3$$

Aluminatul tricalcic hexahidratat cu structură cubică este forma stabilă la temperatură obișnuită.

Dialuminatul de calciu se hidratează astfel:

$$CA_2 + 13H \rightarrow CA \cdot H_{10} + AH_3$$

În continuare reacțiile de hidratare decurg ca mai sus.

Întrucît în literatura de specialitate nu se dau date asupra procesului de hidratare a cimentului spinelic, s-a cercetat hidratarea compușilor minerali ai cimentului refractar spinelic tip D_2 și evoluția acestor componenți odată cu creșterea temperaturii. Pentru aceasta s-au preparat probe de pastă, cu apă de consistență normală de circa 31%, determinată cu acul Vicat, cu timpul de început de priză

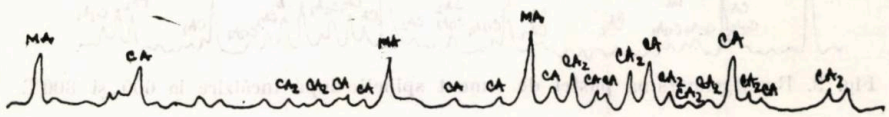


Fig. 1. Roentgenograma clincherului de ciment spinelic ALICEM-M

de 2,55 h și sfîrșit după 4 h. Pe aceste probe s-a efectuat analiza prin difracție cu raze X după 1 și 7 zile, după încălzire la 70°C și ardere la 200, 600, 800, 1 000, 1 200, 1 400 și 1 500°C.

Din roentgenogramele prezentate în figura 1 a clincherului de ciment spinelic și a pastelor sale după 1 și 7 zile de hidratare, precum și după încălzire la 70°C (fig. 2) rezultă că după 1 zi înălțimea picurilor, în special a componentului $CaO \cdot Al_2O_3$, a scăzut, ceea ce denotă că acest mineral s-a hidratat parțial.

Din roentgenograma după 7 zile rezultă că picurile componentului $CaO \cdot Al_2O_3$ au dispă-

rut complet, ceea ce dovedește hidratarea totală a acestui component după acest interval; de asemenea și picurile componentului $CaO \cdot 2Al_2O_3$ au scăzut în înălțime, ceea ce indică și hidratarea lui parțială. Deci se constată hidratarea mai înceată a acestui component, comparativ cu $CaOAl_2O_3$.

taţi. Dispariţia completă a compușilor hidrataţi are loc în jur de 600°C (fig. 3), temperatură la care apare componentul $C_{12}A_7$, ceea ce dovedește transformarea lor prin încălzire în acest component.

Prin ridicarea temperaturii componentul $C_{12}A_7$ dispare, apărînd în ciment microcristale din

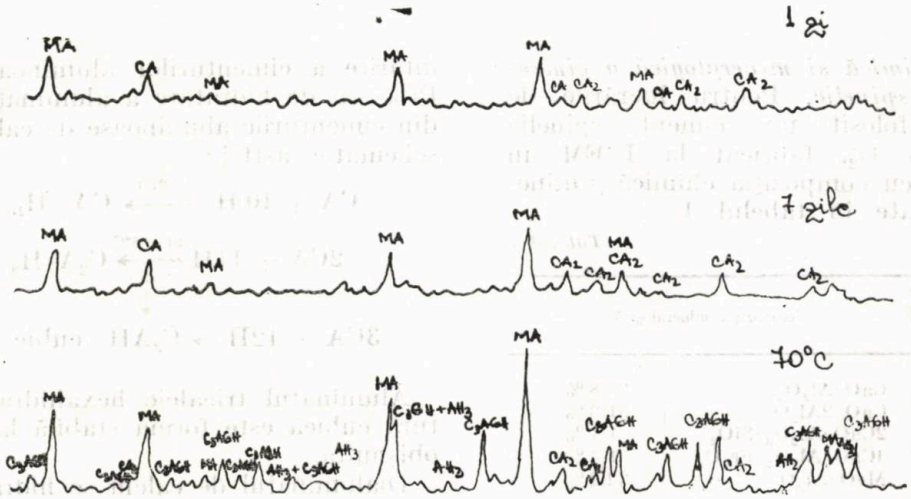


Fig. 2. Roentgenograma pastei de ciment spinelic la 1 și 7 zile și după încălzire la 70°C

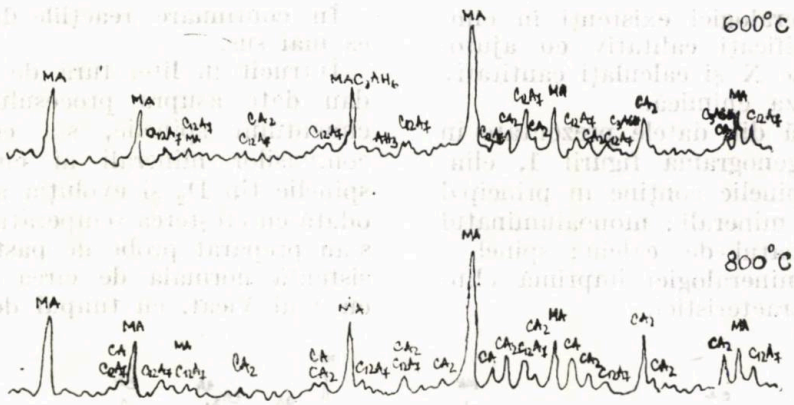


Fig. 3. Roentgenograma pastei de ciment spinelic după încălzire la 600 și 800°C

Prin încălzirea pastei la 70°C încep să cristalizeze în ciment compuși de hidratare : C_3AH_6 și AH_3, iar compusul CA_2 chiar după acest tratament mai prezintă urme nehidratate.

Din analiza pastelor atît după 1 și 7 zile de hidratare, cît și după încălzire la 70°C, se constată că componentul mineral $MgO \cdot Al_2O_3$ nu prezintă semne de hidratare, prezentînd o bună stabilitate.

Se menționează că unele variații în înălțimea picurilor se mai datorează și sensibilităţii diferite cu care s-a efectuat determinarea.

Prin ridicarea temperaturii se produce deshidratarea treptată a pastei, prin eliminarea întîi a apei de umectare, urmată de deshidratarea prin descompunerea componenţilor hidra-

CA și CA_2, care cresc cantitativ cu temperatura, încît la 1 000°C picurile sînt foarte evidente și mai rămîn urme foarte slabe din $C_{12}A_7$ (fig. 4).

Urcînd temperatura la 1 200, 1 400, 1 500°C (fig. 4 și 5) se constată că componenţii CA și CA_2 au crescut cantitativ, nu au mai apărut alţi componenţi, iar spinelul $MgO \cdot Al_2O_3$ nu a suferit nici o modificare.

În urma studierii roentgenogramelor probelor de pastă de ciment spinelic ALICEM tip D_2, după hidratare și ardere la diferite temperaturi, datele obţinute se pot sintetiza în tabelul 2, privind evoluţia compușilor mineralogici, iar în tabelul 3 sînt redate intensităţile sub care apar acești compuși.

Rezistența mecanică a pastei de ciment spinelic în timpul hidratării și după ardere la diferite temperaturi. Pentru a urmări evoluția rezistenței mecanice în procesul de hidratare și prin ardere la diferite temperaturi, s-au turnat în paralel cuburi cu latura de 70 mm din probele de pastă normală, pe care s-a efectuat rezistența la compresiune după 1, 3, 7 zile, după încălzire la 70°C și după ardere la 200, 400, 600, 800, 1 000, 1 200, 1 400 și 1 500°C (tabelul 4).

Analizînd valorile rezistenței la compresiune ale cimentului spinelic D_2, tabelul 4, se constată o bună corelare între comportarea lui la compresiune și apariția și dispariția compușilor mineralogici hidratați, analizați cu raze X.

Din tabelul 4 și figurile 6 și 7 se pot trage următoarele concluzii :

— în procesul de hidratare rezistența mecanică crește cu timpul datorită hidratării monoaluminatului și dialuminatului de calciu, compuși care dau rezistența mecanică cimentului;

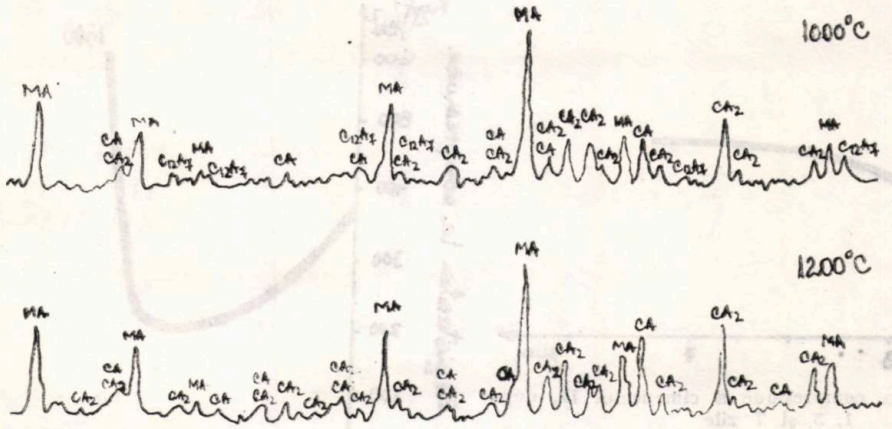


Fig. 4. Roentgenograma cimentului spinelic D_2 la 1 000 și 1 200 C°

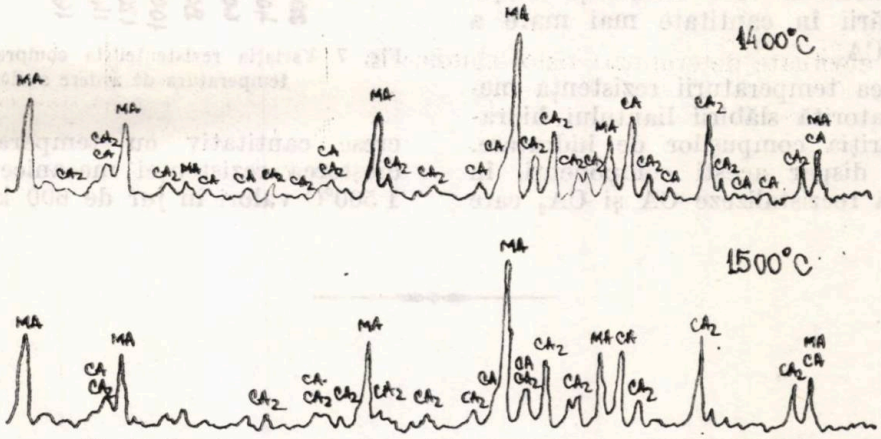


Fig. 5. Roentgenograma cimentului spinelic D_2 la 1 400 și 1 500 °C

Tabelul 2

Evoluția componenților mineralogici ai cimentului spinelic D_2

Clincher	MA	CA	CA_2
la 1 zi	MA	CA · IOH +	CA_2
la 7 zile	MA	$C_3AH_6 + AH_3 + CA_2$	
70°C	MA	$C_3AH_6 + AH_3 + CA_2$	
200°C	MA	$C_3AH_6 + AH_3 + CA_2$	
600°C	MA	$C_{12}A_7 + AH_3 + CA_2$	
800°C	MA	$CA + CA_2 + C_{12}A_7$	
1 000°C	MA	$CA + CA_2 + C_{12}A_7$	
1 200°C	MA	$CA + CA_2$	
1 500°C	MA	$CA + CA_2$	

Tabelul 3

Compoziția mineralogică a cimentului spinelic D_2*

Temperatura de ardere	MA	CA	CA_2	C_3AH_6	AH_3	$C_{12}A_7$
Clincher	F.P.	F.P.	F.P.	—	—	—
1 zi	F.P.	S	M			
7 zile	F.P.	S	M	S	S	
70°C	F.P.	—	F.S.	F.P.	F.P.	—
200°C	F.P.	—	—	F.P.	F.P.	—
600°C	F.P.	S	S	F.F.S.	F.F.S.	P
800°C	F.P.	M	M	—	—	M
1000°C	F.P.	M	M	—	—	S
1200°C	F.P.	P	F.P.	—	—	—
1400°C	F.P.	F.P.	F.P.	—	—	—
1500°C	F.P.	F.P.	F.P.	—	—	—

* F.F.S. — f. slab; S — slab; M — mediu; P — puternic; F.P. — f. puterni

Dr. ing. T. Dulămiță,
dr. ing. E. Florian,
dr. ing. M. Cojocaru și ing. T. Vasile
Institutul politehnic — București

Criterii de eficiență tehnico-economică pentru stabilirea tratamentelor termochimice aplicate roților dințate

CZ: 621.794.6:621.833

Tratamentele termochimice, în toată complexitatea și varietatea lor, au căpătat în prezent o largă aplicabilitate în ciclul de fabricație a roților dințate, asigurînd prin creșterea durității și menținerea tenacității miezului o creștere a capacității portante a acestora.

Problema ce se impune rezolvată este legată de realizarea unor straturi superficiale (ca urmare a aplicării tratamentelor termochimice), cu adîncimea și structura capabile să conducă la mărirea duratei de funcționare a roților dințate.

Evident nu trebuie neglijat nici aspectul economic în sensul că rezultatele propuse trebuie obținute cu un consum minim de energie și timp (cost minim).

În lucrarea de față s-a urmărit caracterizarea tipurilor și condițiilor de tratamente termochimice aplicabile roților dințate conice cu profil elicoidal, tratamente care să permită obținerea unor straturi cu o grosime de aproximativ 0,5 mm (grosime calculată în funcție de solicitarea roții) și cu o compoziție fazică capabilă să asigure rezistența la uzare și oboseală ridicată, asociată cu o duritate și rezistență sporită la presiunea de contact. Acest tip de roți dințate conice cu profil elicoidal nu poate fi supus rectificării după tratamentul termic final și, în consecință, tratamentul termochimic constituie operația finală de prelucrare. De asemenea aceste roți după durificarea superficială nu trebuie să se deformeze.

Marele dezavantaj al carburării îl constituie modificările dimensionale legate de desfășurarea la temperaturi ridicate a proceselor de difuzie, urmată de călire în vederea obținerii structurilor martensitice.

Influența hotărîtoare asupra măririi deformațiilor apărute în urma carburării o au următorii factori:

a) concentrația în carbon a stratului superficial [1];
b) adîncimea stratului cementat [2];
c) condițiile de călire [2].

În această situație, pentru a evita deformațiile ca urmare a călirii, carburarea poate fi aplicată numai în cazul utilizării în final a călirii în presă [3, 4 etc.]. De menționat este faptul că utilizarea preselor de călire este eficace în cazul roților dințate de serie mare, nefiind indicată în cazul unei producții diversificate din punct de vedere al tipodimensiunilor roților dințate.

Tratamentul termochimic de carbonitrurare gazoasă de temperatură înaltă conduce la apariția unor deformații, de această dată mai mici decît cele apărute ca urmare a carburării (pentru aceeași adîncime de strat) și aceasta datorită temperaturilor inferioare de călire și distribuției mai favorabile a tensiunilor de ordinul *I* în strat.

Dezavantajul carbonitrurării gazoase de temperatură înaltă este legat de imposibilitatea obținerii unor straturi cementate pentru adîncimi mai mari (0,7—0,8 mm) cu caracteristici superioare (aceasta datorită apariției rețelei de pori determinate de desolubilizarea azotului din austenită la perioade mari de menținere). Desfășurarea proceselor de difuzie la temperaturi scăzute (500—580°C), deci sub intervalul critic de transformare, face ca deformațiile să fie mult mai mici, practic nule, comparativ cu deformațiile obținute după carburarea sau carbonitrurarea de temperatură ridicată.

Acest lucru este deosebit de important pentru roțile dințate conice cu profil elicoidal ce nu pot fi rectificate.

În cazul carbonitrurării de temperatură joasă, la temperaturi de 500—580°C, duratele optime de tratament sînt cuprinse între 1,5 și 3 h pentru adîncimi de strat de aproximativ 0,4 mm (pentru oțeluri de îmbunătățire).

Caracteristicile mecanice ale pieselor carbonitrurate în băi de săruri sînt comparabile, chiar superioare celor obținute prin alte procedee de durificare superficială.

Ca și carbonitrurarea de temperatură joasă, cementarea cu azot are loc la temperatură scăzută, sub linia de transformare eutectoidă a sistemului Fe-N (591°C).

Structura stratului nitrurat este similară cu cea a stratului carbonitrurat la temperaturi joase.

Factorii tehnologici ai procesului de nitrurare clasică, temperatura și timpul de menținere, care determină adîncimea stratului cementat, distribuția tensiunilor remanente de ordinul *I*, duritatea miezului au o influență foarte mare asupra rezistenței la oboseală a pieselor nitrurate.

Determinările experimentale au dus la concluzia că valoarea maximă a rezistenței la oboseală se obține pentru o adîncime relativ mică a stratului nitrurat (0,15—0,20 mm)

Creşterea în continuare a adîncimii stratului prin mărirea duratei de menţinere nu este justificată. Fără să fie cu referire la roţile dinţate, există date care arată că valori maxime ale rezistenţei la oboseală, la nitrurare, se obţin pentru raporturile : adîncime strat/raza piesei — d/r — egale cu 0,1...0,2, valori care sînt inferioare raporturilor similare recomandate pentru carburare (care sînt egale cu 4—6).

Temperatura procesului fiind sub intervalul critic de transformare şi deci nefiind necesare răciri rapide în vederea călirii, deformările pieselor nitrurate sînt mici, putîndu-se aplica acest procedeu ca operaţie finală în procesul de fabricaţie a roţilor dinţate.

Cu toate acestea, aplicarea pe o scară largă a nitrurării gazoase în amoniac la roţile dinţate a fost limitată, deoarece productivitatea procesului este foarte mică.

De exemplu la 550°C pentru realizarea unor adîncimi de strat de 0,3—0,4 mm, la oţelurile fără Al sînt necesare perioade de menţinere între 12 şi 20 h cu realizarea unor durităţi în strat de aproximativ 700 *HV*.

Pe de altă parte, deşi tensiunile de comprimare la stratul nitrurat sînt mai mari decît la carbonitrurarea gazoasă la temperatură înaltă, rezistenţa la oboseală a pieselor nitrurate este inferioară celor carburate sau carbonitrurate. Acest lucru este determinat de rezistenţa mai mică a miezului îmbunătăţit al roţii dinţate nitrurate, faţă de cea a miezului călit în cazul carburării sau carbonitrurării de temperatură înaltă.

Alt dezavantaj al nitrurării gazoase clasice în amoniac este legat de imposibilitatea împiedicării formării la suprafaţă a stratului de nitruri ε — $Fe_{2-3}N$, fragil şi pentru perioade mari de menţinere poros.

Dezavantajul este şi mai pronunţat în situaţia în care nitrurarea nu este urmată de rectificare, care ar putea înlătura aceste zone de compuşi.

Aceste dezavantaje pot fi parţial sau total eliminate prin nitrurarea ionică, procedeu ce utilizează descărcarea luminiscentă în gaze ce conţin azot.

Nitrurarea ionică asigură pentru adîncimi de strat de la 0,4—0,5 mm, comparativ cu nitrurarea gazoasă clasică, micşorarea timpilor de nitrurare, cu deformaţii minime, practic nule ale pieselor.

Prin stăpînirea parametrilor procesului (parametri electrici şi gazodinamici) poate fi asigurată, în stratul superficial, formarea unui strat de nitruri γ' — Fe_4N (aceasta fiind posibilă prin diluarea atmosferei gazoase de amoniac cu azot, hidrogen sau argon) cu caracteristici mecanice (duritate, plasticitate) superioare nitrurilor ε — $Fe_{2-3}N$.

La aceasta trebuie adăugată influenţa bombardamentului ionic asupra structurii şi în special substructurii stratului nitrurat, care are ca efect îmbunătăţirea caracteristicilor mecanice ale straturilor nitrurate ionic, comparativ cu cele obţinute prin nitrurare clasică.

Alegerea ionitrurării ca procedeu de durificare a roţilor dinţate cu profil elicoidal, la care tratamentul termochimic este ultima operaţie de prelucrare, este condiţionată şi de costul foarte ridicat al instalaţiilor respective, instalaţii care în prezent se importă.

Concluzii

Roţile dinţate pentru care tratamentul termochimic este ultima operaţie de prelucrare (angrenaje conice cu dantură elicoidală) pot fi durificate superficial fără deformaţii la temperatură scăzută, situată sub intervalul critic de transformare.

În funcţie de varietatea tipodimensională, de condiţiile de solicitare a roţilor dinţate, avîndu-se în vedere considerentele economice, se pot aplica carbonitrurări de temperatură joasă în băi de săruri topite, nitrurări gazoase în amoniac sau nitrurări ionice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Minchievici, N. *Himiko-termiceskaia obrabotka stali.* Spravocinic „Metallovedenie i termiceskaia obrabotka", Moscova, Metallurghizdat, 1956.

[2] Spector, A.G. *Izmerenie razmerov podşipnikov pri termoobrabotke, hranenii i expluatații. Sb. Prevrascenie deformații pri termiceskoi obrabotke.* Moscova, 1966.

[3] Kaiuşnikov, P. Ia. În: Metallovedenie i term. obr. metallov, nr. 3, 1962.

[4] Kaiuşnikov, P. Ia. *Deformaţia stali pri zakalke. Sovremennie splavi i ih termiceskaia obrabotka.* Moscova, Maşghiz, 1958.

Prof. dr. ing. E. Dâmboiu,
of. dr. ing. P. Tudoran, ing. V. Luca
și ing. D. Bidian

Universitatea din Brașov

Cercetări experimentale privind legătura dintre microstructură și frecarea internă în fontele cenușii și cu grafit nodular

: 669.13 : 620.186

Una dintre metodele fizice de cercetare mult tilizate în studiul solidelor este metoda fre-ării interne [1] — [4]. Prin această metodă) măsoară caracteristica fizică cea mai sen-bilă din punct de vedere structural, frecarea ıternă, cu ajutorul căreia se pot determina roprietăți aparent atît de diferite ale materia-lor în general și ale metalelor și aliajelor ı special, cum sînt capacitatea de amorti-are a oscilațiilor și mobilitatea de difuzie a tomilor din rețeaua cristalină. Frecarea internă) poate deseori lega univoc de densitatea, de oncentrația și de mobilitatea dislocațiilor și defectelor în rețeaua cristalină. Procese ca ecristalizarea, călirea și revenirea, solidificarea, eformarea plastică, îmbătrînirea etc. se stu-iază cu mult succes prin metoda frecării ıterne.

Diferitele acțiuni asupra metalelor și alia-lor duc la schimbarea structurii lor (meta-ografică, dislocativă etc.), iar schimbările struc-urale au o influență esențială asupra limitei e rupere și curgere, asupra plasticității, asu-ra proprietăților electrice și magnetice și în pecial asupra frecării interne. În aceasta ezidă posibilitatea utilizării cu eficiență a ıetodei frecării interne în studiul metalelor i aliajelor.

În această lucrare sînt prezentate rezultatele bținute de autori pe linia cercetării legăturii lintre cantitatea și forma incluziunilor de rafit din structura fontelor cenușii și cu grafit odular și frecarea internă. S-a studiat de ase-enea evoluția în timp a frecării interne a estor aliaje în diferite condiții de menținere.

Considerații asupra metodelor de măsurare a frecării interne

Pentru determinarea frecării interne se poate ıtiliza *metoda directă*, care constă în determi-ıarea raportului $\frac{\Delta W}{W}$, în care ΔW este nergia disipată în epruveta considerată într-un iclu de tensiuni, iar W — energia de defor-nație acumulată de epruvetă în momentul n care se produce deformația maximă.

În cazul în care timpul de relaxare este mic, e recomandă utilizarea *metodelor indirecte* pen-ru determinarea frecării interne, supunînd pruveta unui cîmp variabil de tensiuni elas-ice. Aceste metode se bazează pe ipoteza că forțele de restabilire sînt proporționale cu amplitudinea vibrației, în timp ce forțele de frecare sînt proporționale cu viteza (amortizare vîscoasă).

O primă *metodă indirectă* pentru măsurarea frecării interne este aceea a *vibrațiilor libere amortizate*, la care unitatea de măsură a frecării interne, respectiv decrementul logaritmic al amortizării este:

$$\delta = \ln \frac{X_1}{X_2} \tag{1}$$

X_1 și X_2 reprezentînd două amplitudini succesive ale vibrației libere (considerate la două momente separate printr-o perioadă) situate de aceeași parte a poziției de echilibru.

O altă *metodă indirectă* pentru măsurarea frecării interne este aceea a *vibrațiilor forțate* în care se examinează curba de rezonanță (fig. 2), numită *metoda rezonanței*. Decrementul logaritmic se determină cu relația:

$$\delta = \frac{2\pi \Delta f'}{f_r} \frac{1}{\sqrt{\left(\frac{X_{max}}{X}\right)^2 - 1}}, \tag{2}$$

în care $\Delta f'$ reprezintă variația frecvenței forței perturbatoare, care provoacă micșorarea amplitudinii de rezonanță X_{max} pînă la valorile X_1, respectiv X_2, iar f_r — frecvența de rezonanță. Amplitudinile X_1 și X_2 se aleg după următoarele criterii:

a) cînd amplitudinile corespund cazului în care puterea oscilațiilor este egală cu jumătate din puterea lor la rezonanță:

$$X_1 = X_2 = \frac{X_{max}}{\sqrt{2}} = 0{,}707\, X_{max} \tag{3}$$

b) cînd amplitudinile ating jumătate din valoarea măsurată la rezonanță:

$$X_1 = X_2 = \frac{X_{max}}{2} = 0{,}5\, X_{v.ax} \tag{4}$$

Pentru obținerea unei precizii mai mari, se măsoară frecvențele f_1 și f_2 pentru X în

ambele părți ale punctului de rezonanță, caz în care relația (2) devine :

$$\delta = \frac{\pi \cdot \Delta f}{f_r} = 3{,}14 \frac{f_2 - f_1}{f_r} \qquad (5)$$

pentru criteriul *a*, și :

$$\delta = \frac{\pi \cdot \Delta f}{f_r} = 1{,}815 \frac{f_2 - f_1}{f_r} \qquad (6)$$

pentru criteriul *b*.

Atît metoda indirectă a vibrațiilor libere, cît și aceea a vibrațiilor forțate sînt *metode dinamice*, întrucît în ele este vorba de cercetări asupra oscilațiilor.

Metodica determinării experimentale a decrementului logaritmic

Pregătirea materialului pentru încercări. Epruvetele au fost turnate în turnătoria de fontă a Întreprinderii de autocamioane — Brașov, utilizîndu-se fonte din producția curentă a acestei turnătorii. Au fost selecționate șarje cu compoziții chimice diferite, corespunzătoare mai multor mărci de fonte. Din fiecare șarjă aleasă au fost turnate cîte patru bare cu dimensiunile Ø 30 × 250 mm, conform STAS 6071—75. Au fost turnate bare din fonte cenușii și din fonte cu grafit nodular. Elaborarea s-a executat în cuptoare cu inducție, de medie frecvență, iar turnarea s-a făcut în forme din amestec de formare întărite cu CO_2, asigurîndu-se condiții de răcire cît mai uniforme pentru toate epruvetele turnate.

Din barele turnate au fost executate epruvete pentru încercări mecanice, pentru cercetarea microstructurii și pentru încercări dinamice.

În cadrul încercărilor dinamice au fost folosite epruvete cu dimensiunile Ø 10 × 218 mm. Aceste epruvete au fost supuse la vibrații de încovoiere forțate, la vibrații longitudinale forțate și la vibrații de torsiune libere, urmărindu-se determinarea decrementului logaritmic pentru fiecare mod de încercare.

Determinarea decrementului logaritmic din încercări cu vibrații longitudinale forțate. În figura 1 este prezentată schema bloc a instalației pentru determinarea decrementului logaritmic din vibrații longitudinale forțate (metoda rezonanței), produse pe cale electroacustică.

După cum rezultă din schemă, în epruveta fixată la mijloc se generează unde sonore. Oscilațiile electrice de audiofrecvență, produse de generatorul *5* și amplificate de amplificatorul *4*, a căror frecvență poate fi variată, sînt transformate în unde elastice prin intermediul traductorului electromagnetic *2*. Între electromagnetul traductorului și epruvetă trebuie să existe un interval de aer, pentru ca epruveta să poată oscila liber.

Oscilațiile elastice ale epruvetei sînt transformate de traductorul receptor *3* în oscilații electrice, care se aplică la plăcile de deflecție verticală ale osciloscopului catodic *7* și la bo

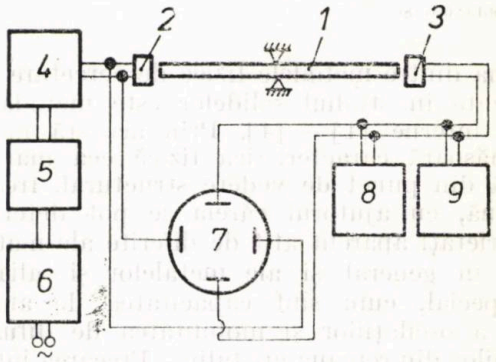


Fig. 1. Schema bloc a instalației pentru determinarea decrementului logaritmic din vibrații longitudinale forțate :
1 — epruvetă; *2* — traductor electromagnetic de excitație; *3* — traductor electromagnetic de recepție; *4* — amplificator de putere; *5* — generator audiofrecvență; *6* — stabilizator de tensiune; *7* — osciloscop catodic; *8* — milivoltmetru; *9* — frecvențmetru numeric

nele milivoltmetrului *8*. La plăcile orizontale ale osciloscopului se aplică o tensiune direct de la ieșirea din amplificator. În acest fel înaintea fiecărui ciclu de măsurare s-a putut determina univoc frecvența proprie de oscilație prin metoda comparării celor două tensiuni după figurile Lissajous.

Variind treptat frecvența generatorului, la o anumită frecvență a sa, în cazul dat frecvențele celor două tensiuni fiind egale, pe ecranul osciloscopului va apărea un cerc, elipsă sau o dreaptă, după unghiul de fază

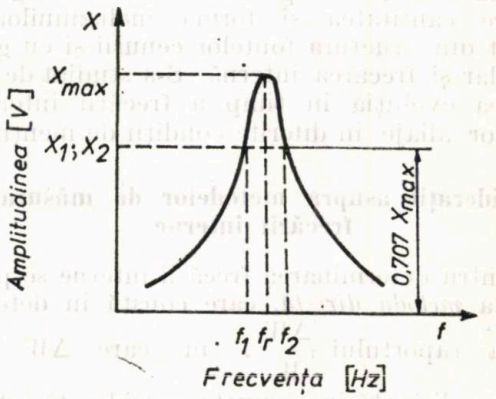


Fig. 2. Curbă de rezonanță

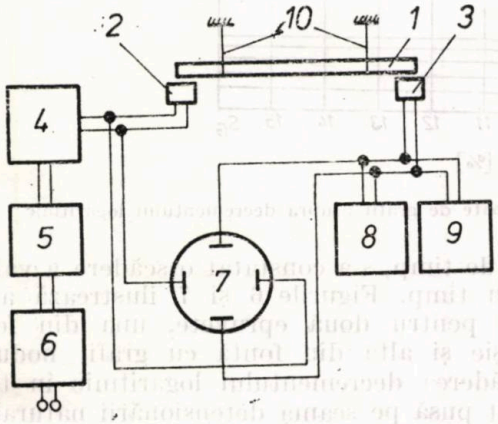
celor două tensiuni, iar deviația acului milivoltmetrului va fi maximă. Epruveta începe în acest caz să emită sunete, se produce fenomenul de rezonanță (fig. 2).

În timpul încercărilor propriu-zise, osciloscopul catodic nu a fost utilizat, folosindu-se ca

dicator al rezonanței milivoltmetrul *8*. Frecnțmetrul numeric *9* înregistrează numărul cilațiilor pe care le execută epruveta, în cazul cercărilor efectuate, într-un timp de 10 s, tfel încît frecvența a fost afișată pe tabloul meric cu o eroare de $\pm$ 0,1 Hz.

Încercările au fost efectuate pe armonica ndamentală, determinîndu-se pentru fiecare ruvetă f_1, f_r și f_2, conform relației (3) și gurii 2. Calculul decrementului logaritmic fost efectuat cu relația (5).

Determinarea decrementului logaritmic din încercări cu vibrații de încovoiere forțate. În acest z metodica de determinare a decrementului garitmic este identică cu cea expusă în capitlul anterior. Diferă doar modul de fixare și excitare ale epruvetei (fig. 3).



ig. 3. Schema bloc a instalației pentru determinarea decrementului logaritmic din vibrații de încovoiere forțate :
– epruvetă; *2* – traductor electromagnetic de excitație; *3* – traductor electromagnetic de recepție; *4* – amplificator de putere; *5* – generator de audiofrecvență; *6* – stabilizator de tensiune; *7* – osciloscop catodic; *8* – milivoltmetru; *9* – frecvențmetru numeric; *10* – fire textile

După cum rezultă din figura 3, epruveta ste fixată în punctele nodale aflate la 0,224 l, e la capetele epruvetei de lungime l, în cazul ı care încercările se efectuează pe armonica ndamentală.

Variind frecvența, se determină frecvența e rezonanță și frecvențele f_1 și f_2 corespunzăoare amplitudinii 0,707 X_{max}, iar cu ajutoul relației (5) se calculează decrementul logaitmic.

Determinarea decrementului logaritmic din încercări cu vibrații de torsiune libere. În figura 4 ste prezentată schema instalației utilizate la leterminarea decrementului logaritmic din vibrații de torsiune libere (pendulul de torsiune).

Un capăt al epruvetei *1* este încastrat, iar partea opusă este fixată de volantul *2* prin ntermediul bucșei *3*. De volant sînt fixate mînele de acționare *4*. Volantul se rotește cu ajutorul mînerelor de acționare *4*, pînă cînd acestea lovesc opritoarele *5*. Unghiul de răsucire φ_0 trebuie să fie mic, pentru ca deformațiile epruvetei să poată fi considerate pur elastice. Eliberînd mînerele *4*, sistemul va oscila, executînd o mișcare de vibrație torsională liberă cu amortizare vîscoasă. În timpul oscilațiilor libere de torsiune, întrefierul existent între mînerul *4* și traductorul inductiv *6* variază, determinînd variația tensiunii din

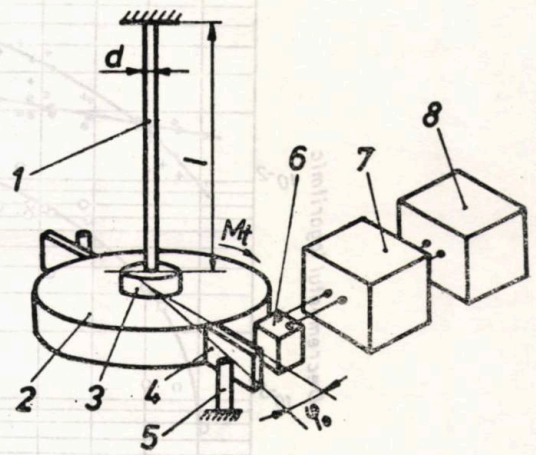


Fig. 4. Schema bloc a instalației pentru determinarea decrementului logaritmic din vibrații de torsiune libere :
1 – epruvetă; *2* – volant; *3* – bucșă de fixare a epruvetei; *4* – mînere de acționare; *5* – opritoare; *6* – traductor inductiv; *7* – osciograf cu buclă; *8* – bloc de alimentare

circuitul traductorului. Aceste variații sînt înregistrate pe banda fotosensibilă a oscilografului cu buclă *7*, pe care se înregistrează de asemenea și baza de timp.

Pentru determinarea decrementului logaritmic, avînd în vedere că amortizarea sistemului este redusă, se utilizează în acest caz relația derivată din (1) :

$$\delta = \frac{1}{n} \ln \frac{X_0}{X_n}, \qquad (7)$$

în care amplitudinea X_0 se micșorează la valoarea X_n după n perioade. În lucrare s-a făcut calculul pentru $n = 20$.

Rezultate experimentale

Experiențele au avut drept scop stabilirea dependenței decrementului logaritmic de conținutul de grafit din diferite fonte cenușii și fonte cu grafit nodular, în diferite condiții de încercare (vibrații longitudinale, de încovoiere și de torsiune). S-a studiat de asemenea variația decrementului logaritmic în timpul detensionării naturale, în timpul tratamentului termic de detensionare, precum și în timpul curățării (detensionării) prin tobuire.

În figura 5 este prezentată influența conținutului de grafit asupra decrementului logaritmic determinat din încercări cu vibrații longitudinale, de încovoiere și de torsiune. Cu linie continuă s-au figurat curbele de variație obținute pentru încercările efectuate pe fontele cenușii, iar cu linie întreruptă, cele obținute pentru fontele cu grafit nodular.

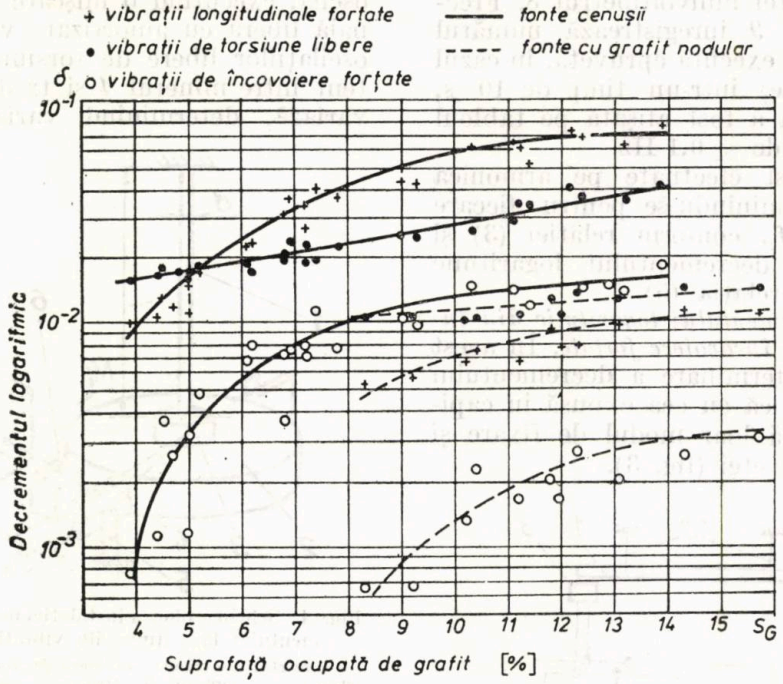


Fig. 5. Influenţa formei incluziunilor de grafit şi a suprafeţei ocupate de grafit asupra decrementului logaritmic

Suprafaţa ocupată de grafit, notată în abscisa figurii 5, a fost determinată cu ajutorul microscopului Quantimet, studiindu-se distribuţia grafitului pe o suprafaţă totală de 2 × 40 mm², la o mărire de 100 de ori.

Din analiza figurii 5 rezultă că cea mai mare influenţă asupra decrementului logaritmic o are forma incluziunilor de grafit. Toate fontele cenuşii (cu grafit lamelar) prezintă un decrement logaritmic mai ridicat decît fontele cu grafit nodular, indiferent de modul de solicitare. Fontele cenuşii au deci o capacitate de amortizare a vibraţiilor mai mare decît fontele cu grafit nodular.

Frecarea internă, exprimată prin decrementul logaritmic, este influenţată de asemenea şi de modul de solicitare a epruvetelor. La fontele cenuşii frecarea internă este maximă în cazul solicitării cu vibraţii longitudinale şi minimă la solicitări cu vibraţii de încovoiere. În cazul fontelor cu grafit nodular frecarea internă este maximă la vibraţii de torsiune şi minimă la vibraţii de încovoiere.

Pe lîngă forma incluziunilor de grafit şi modul de solicitare, decrementul logaritmic mai este influenţat şi de cantitatea de grafit (suprafaţa ocupată de grafit) din structură, precum şi de compoziţia chimică a fontelor. Analizînd compoziţia chimică a fontelor încercate s-a putut constata că un conţinut mai mare de carbon sau siliciu determină creşterea decrementului logaritmic peste curbele trasate în figura 5, iar manganul şi fosforul coboară valoarea decrementului logaritmic.

Efectuîndu-se măsurări ale decrementului logaritmic pe diferite epruvete, la intervale mari de timp, s-a constatat o scădere a valorii lui în timp. Figurile 6 şi 7 ilustrează acest lucru pentru două epruvete, una din fontă cenuşie şi alta din fontă cu grafit nodular.

Scăderea decrementului logaritmic în timp a fost pusă pe seama detensionării naturale a

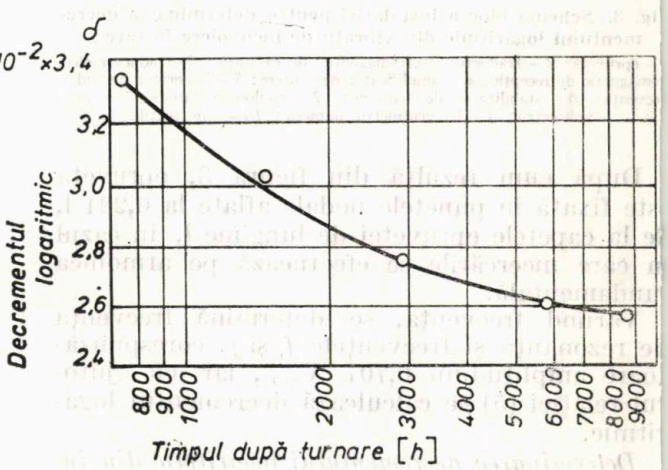


Fig. 6. Variaţia în timp a decrementului logaritmic determinat prin încercări cu vibraţii longitudinale, la o fontă cenuşie

fontelor. Este cunoscut faptul că fontele în general şi în special fontele cenuşii prezintă după solidificare importante tensiuni interne. Din această cauză, la piese cu geometrie mai complicată se impune fie detensionarea naturală, fie aplicarea unui tratament termic de detensionare.

Una din metodele de urmărire a procesului de detensionare este şi aceea a măsurării decre-

mentului logaritmic. Din compararea figurilor 6 și 7 se observă o scădere mai pronunțată a decrementului logaritmic la epruveta din fontă cenușie. Acest lucru este de așteptat, avînd în vedere faptul că tensiunile interne într-o fontă cu grafit lamelar sînt mai mari decît cele dintr-o fontă cu grafit nodular.

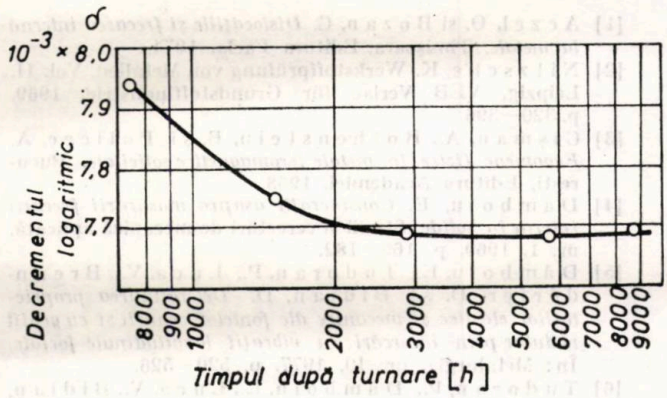


Fig. 7. Variația în timp a decrementului logaritmic determinat prin încercări cu vibrații longitudinale, la o fontă cu grafit nodular

Pentru verificarea procesului de detensionare naturală, la un lot de șase epruvete din fontă cenușie și la șase epruvete din fontă cu grafit nodular s-a determinat decrementul logaritmic după două săptămîni de la turnare. De menționat faptul că s-a avut în vedere ca la prelucrarea prin așchiere toate cele 12 epruvete să fie prelucrate cu același regim de așchiere spre a nu introduce tensiuni diferite în epruvete.

După măsurarea decrementului logaritmic la șase epruvete (trei din fontă cenușie și trei din fontă cu grafit nodular), s-a aplicat un tratament termic de detensionare. Recoacerea de detensionare a constat dintr-o încălzire la 550°C și o menținere timp de 4 h la această temperatură. Viteza de încălzire a fost de 100°C/h, iar viteza de răcire de 50°C/h.

Pentru evitarea oxidărilor, în timpul tratamentului termic epruvetele au fost împachetate în așchii de fontă.

Celelalte șase epruvete au fost introduse pentru detensionare într-o instalație de tobuire în care se aflau piese de circa 150 g.

Epruvetele au fost supuse tobuirii timp de 30 min. După detensionare, epruvetele au fost supuse din nou încercărilor cu vibrații longitudinale în vederea determinării decrementului logaritmic. Variația decrementului logaritmic este prezentată în tabelul 1.

Din analiza rezultatelor prezentate în tabelul 1 se constată că în cazul aplicării recoacerii de detensionare, frecarea internă la fontele cenușii scade ceva mai mult decît în cazul detensionării naturale, iar la fontele cu grafit nodular scăderea înregistrează valori duble.

În cazul detensionării prin tobuire, timp de o jumătate de oră, scăderea frecării interne este comparabilă cu cea produsă în timpul detensionării naturale, într-o perioadă de un

Tabelul 1

Influența detensionării asupra decrementului logaritmic determinat din încercări cu vibrații longitudinale forțate

Tipul fontei	Compoziția chimică	Nr. epruvetei	Decrementul logaritmic inițial	Variația decrementului logaritmic	
				după recoacerea de detensionare	după tobuire
Fc	C = 3,29	1	$3,7214 \cdot 10^{-2}$	$-0,9741 \cdot 10^{-2}$	—
	Si = 2,20	2	$3,7622 \cdot 10^{-2}$	—	$-0,7825 \cdot 10^{-2}$
	Mn = 0,81	3	$3,7912 \cdot 10^{-2}$	$-0,7300 \cdot 10^{-2}$	—
	P = 0,063	4	$3,8400 \cdot 10^{-2}$	—	$-0,5290 \cdot 10^{-2}$
	S = 0,033	5	$4,2152 \cdot 10^{-2}$	$-1,3180 \cdot 10^{-2}$	—
		6	$4,2227 \cdot 10^{-2}$	—	$-0,9103 \cdot 10^{-2}$
Fgn	C = 3,80	7	$0,9720 \cdot 10^{-2}$	$-0,6742 \cdot 10^{-3}$	—
	Si = 2,78	8	$0,9743 \cdot 10^{-2}$	—	$-0,2844 \cdot 10^{-3}$
	Mn = 0,59	9	$1,1023 \cdot 10^{-2}$	$-0,7187 \cdot 10^{-3}$	—
	P = 0,044	10	$1,1350 \cdot 10^{-2}$	—	$-0,3109 \cdot 10^{-3}$
	S = 0,009	11	$1,2216 \cdot 10^{-2}$	$-0,8011 \cdot 10^{-3}$	—
	Mg = 0,047	12	$1,2327 \cdot 10^{-2}$	—	$-0,6187 \cdot 10^{-3}$

an, atît pentru fontele cenușii, cît și pentru fontele cu grafit nodular.

Pe baza calculului erorilor de măsurare, s-a stabilit că decrementul logaritmic a fost calculat cu preciziile: ± 0,57% în cazul vibrațiilor longitudinale forțate, ± 8,82% în cazul vibrațiilor de încovoiere forțate și ± 1,12% în cazul vibrațiilor de torsiune libere.

Concluzii

— În cadrul lucrării sînt prezentate rezultatele cercetărilor privind legătura dintre microstructura fontelor cenușii și a fontelor cu grafit nodular și decrementul logaritmic.

— Încercările au fost efectuate în condițiile supunerii epruvetelor la vibrații longitudinale și de încovoiere forțate și la vibrații de torsiune libere.

— Cercetările efectuate au evidențiat influența pe care o exercită cantitatea și forma incluziunilor de grafit asupra capacității de amortizare a vibrațiilor în aceste aliaje.

— S-a urmărit de asemenea variația valorii decrementului logaritmic în timpul detensionării naturale a fontelor încercate.

— Au fost obținute date care arată că, în urma aplicării unei recoaceri de detensionare, decrementul logaritmic înregistrează o scădere mai pronunțată decît în cazul detensionării naturale timp de un an.

— Au fost obținute date cantitative care ilustrează efectul puternic de detensionare al operației de tobuire.

BIBLIOGRAFIE

[1] Aczel, O. și Bozan, C. *Dislocațiile și frecarea internă la metale.* Timișoara, Editura Facla, 1974.

[2] Nitzsche, K. Werkstoffprüfung von Metallen, Vol. II, Leipzig, VEB Verlag für Grundstoffindustrie, 1969, p. 320—396.

[3] Cișman, A., Rothenstein, B. și Policec, A. *Fenomene fizice în metale feromagnetice solicitate.* București, Editura Academiei, 1968.

[4] Dâmboiu, E. *Considerații asupra măsurării frecării interne în solide.* Studii și cercetări de mecanică aplicată, nr. 1, 1969, p. 169—182.

[5] Dâmboiu, E., Tudoran, P., Luca, V., Brenndörfer, D. și Bidian, D. *Determinarea proprietăților elastice și mecanice ale fontelor cenușii și cu grafit nodular prin încercări cu vibrații longitudinale forțate.* În: Metalurgia, nr. 10, 1977, p. 520—526.

[6] Tudoran, P., Dâmboiu, E., Luca, V., Bidian, D. și Brenndörfer, D. *Determinarea proprietăților elastice și mecanice ale fontelor cenușii și cu grafit nodular prin încercări cu vibrații de încovoiere forțate.* Tehnologii și utilaje noi pentru prelucrări la cald, vol. I, Universitatea din Brașov, 1978, p. 189—199.

[7] Luca V., Dâmboiu, E., Tudoran, P. și Bidian, D. *Determinarea proprietăților elastice ale fontelor cenușii și cu grafit nodular prin încercări cu vibrații de torsiune libere.* În: Construcția de mașini, nr. 2, 1978, p. 90—94.

Fiz. N. Botezan
ntreprinderea de conductori electrici
emailaţi — Zalău

Preocupări cu privire la îmbunătăţirea calităţii sîrmelor din cupru destinate obţinerii de conductoare emailate

:Z : 62—426 : 621.315.5

Prezentul studiu analizează amănunţit aspecte privitoare la îmbunătăţirea calităţii sîrmei de cupru destinate obţinerii de conductoare emailate.

Aspectele de noncalitate ale sîrmei de cupru sînt legate în mod deosebit de : maleabilitate slabă (alungire la rupere, efect de resort) ; aşchieri ale sîrmei de cupru.

Pentru a obţine un conductor emailat din cupru, corespunzător, este necesar ca sîrma de cupru să îndeplinească următoarele condiţii : *a*) conductivitatea electrică minimă în stare recoaptă la 20°C să fie de minimum 100% IACS ; *b*) capacitate de recoacere în fluxul emailării şi un efect de resort mic ; *c*) diametre cu toleranţe suficient de largi pentru o emailare economică ; *d*) suprafaţă lipsită de defecte care să afecteze izolaţia.

Primele două condiţii depind efectiv de compoziţia chimică a cuprului, dar sînt la rîndul lor influenţate de o serie de factori mecanici şi termici din tehnologia de pregătire a sîrmei. Celelalte două condiţii sînt independente de compoziţia chimică, depinzînd numai de natura metodelor de uzinare.

Proprietăţile fizice, mecanice şi de bobinare ale conductoarelor de cupru sînt influenţate de defectele existente în reţeaua cristalină, de imperfecţiuni, de fisuri şi impurităţi. Influenţa impurităţilor asupra proprietăţilor metalului este determinată de forma sub care acestea se găsesc : solubile în cupru, formînd cu acesta soluţie solidă ; impurităţi care nu se dizolvă în cupru şi rămîn ca atare ; impurităţi care reacţionează cu metalul şi formează compuşi fragili.

Impurităţile solubile (stibiul) nu micşorează capacitatea metalului de deformare, dar o îngreuiază, spre deosebire de impurităţile din celelalte categorii care fragilizează metalul. Ele apar sub formă de eutectice, care formează pelicule la marginea grăunţilor cristalului sau se regăsesc sub forme de particule globuiare sau poliedrice în masa metalului.

Impurităţile insolubile mai des întîlnite în cupru sînt : plumbul, bismutul, staniul. Acestea se separă la marginea grăunţilor de cupru, formînd o reţea subţire uşor fuzibilă. Staniul micşorează conductibilitatea cuprului, precum şi plasticitatea lui.

Plumbul şi bismutul, chiar şi în cel mai mic conţinut, îngreuiază şi uneori fac chiar imposibilă laminarea la cald a cuprului.

Zincul, nichelul şi arsenul nu înrăutăţesc plasticitatea cuprului dar îi micşorează conductibilitatea electrică şi termică.

Sulful, seleniul şi telurul formează cu cuprul amestecuri eutectice ($Cu + Cu_2S$), care au o influenţă negativă asupra proprietăţilor mecanice şi micşorează plasticitatea cuprului la prelucrarea la cald şi la rece (fig. 1).

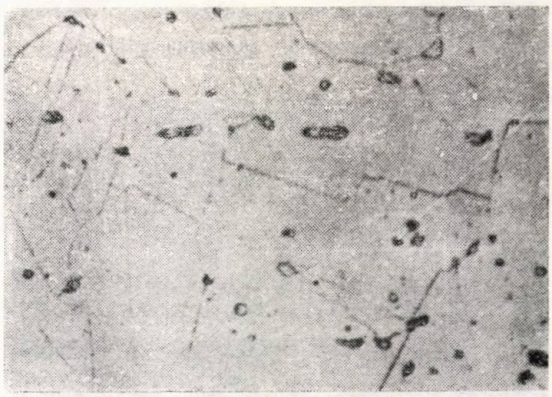


Fig. 1. Dispersii de particule de seleniu şi telur în cupru

De exemplu, efectul seleniului asupra temperaturii de recoacere se manifestă cu creşterea acestei temperaturi cu cîte 12°C pentru fiecare p.p.m., iar sulful cu cîte 6°C pentru fiecare p.p.m.

Din buletinele de analiză a compoziţiei chimice efectuate pe probe din conductoarele semnalate cu plasticitate slabă s-au constatat valori foarte mari ale conţinutului în S, Fe, Se, Te etc., care prin prisma celor prezentate mai sus au provocat această slabă plasticitate după recoacere.

În legătură cu influenţa oxigenului asupra proprietăţilor mecanice şi a prelucrabilităţii ulterioare a cuprului, s-au făcut numeroase încercări şi studii care au dovedit superioritatea cuprului cu oxigen pentru fabricaţia de conductoare emailate, în care un rol primordial îl are o anumită proporţie între conţinutul de impurităţi şi conţinutul de oxigen.

Astfel s-a constatat superioritatea cuprului cu următoarea compoziţie (1), în raport cu-

compoziţia (2), care a creat numeroase greutăţi tehnologice şi chiar imposibilitatea folosirii lui (p. p. m).

Bi	Pb	Sb	As	Fe	Ni	Sn	Zn	S	O_2	
1	3	1	1	8	4	1	1	6	250	(1)
urme	16	18	urme	42	8	—	40	47	450	(2)

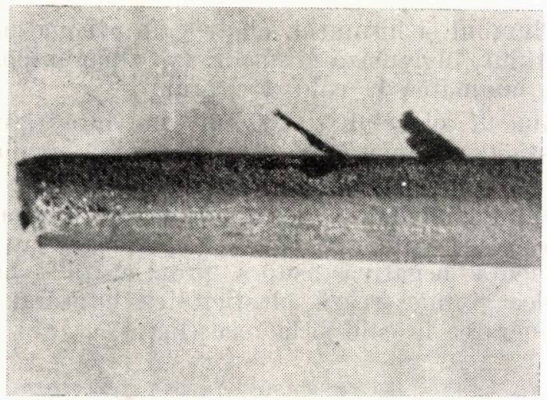
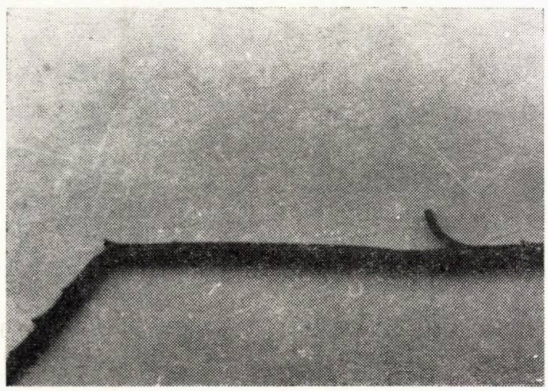
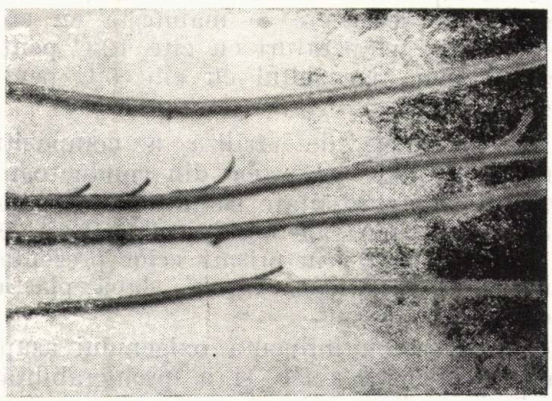


Fig. 2. Solzi pe sîrma laminată



a)

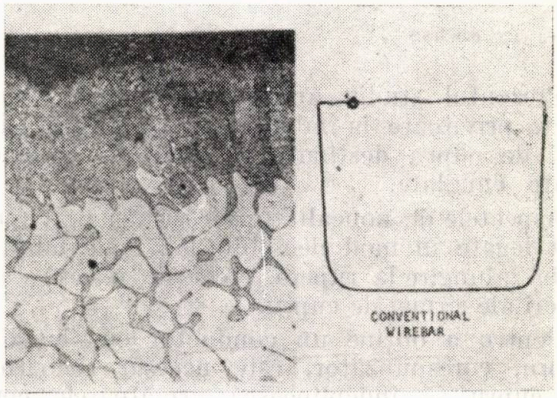


b)

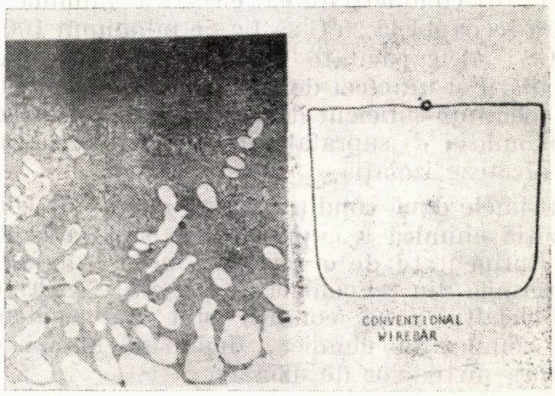
Fig. 3. Aşchii ale sîrmei:
a – Ø 2 mm; *b* – ∅ 0,6 mm

În continuare se vor analiza deficienţele de calitate privind aşchierea sîrmei de cupru, fenomen foarte des întîlnit atît în timpul trefilării, cît şi al emailării sîrmelor de cupru.

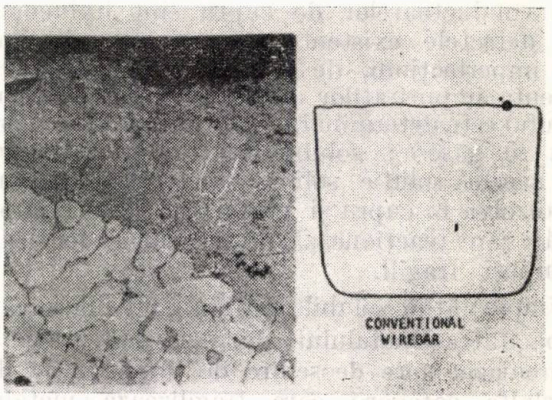
Acest aspect se datorează în mod deosebit tehnologiei de obţinere a „wirebar conventional" care permite formarea la suprafaţă a unei cruste de circa 10 mm grosime, denivelată, şi care prezintă un conţinut foarte mare de oxigen (cca. 1 500—2 000 p.p.m.)(fig. *4a, b, c*).



a)



b)

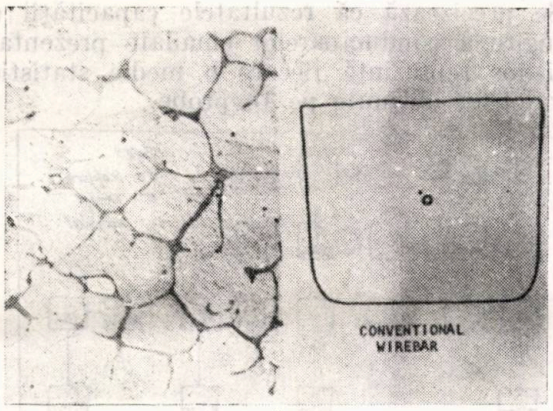


c)

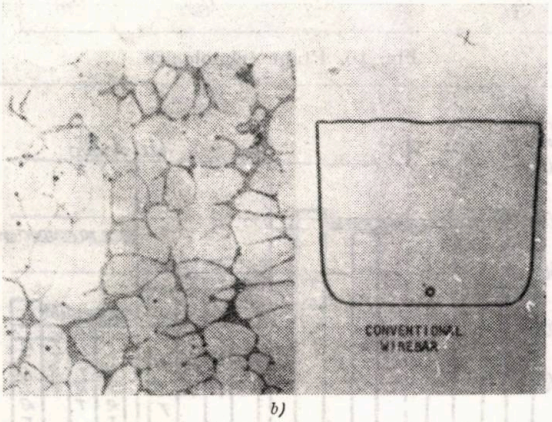
Fig. 4 *a, b, c*. Dispersia oxidului cupric la suprafaţa „wirebar"

Această crustă, fiind foarte dură în comparaţie cu restul sîrmei de cupru, prin trefilare rămîne în urmă, provocînd la cea mai mică îndoire aşchierea acesteia.

Tot această crustă provoacă şi apariţia solzilor de cupru care pe parcursul trefilării în parte se desprind de pe sîrmă îmbogăţind emulsia de trefilare, provocînd în final chiar obturarea ţevilor prin care circulă emulsia.

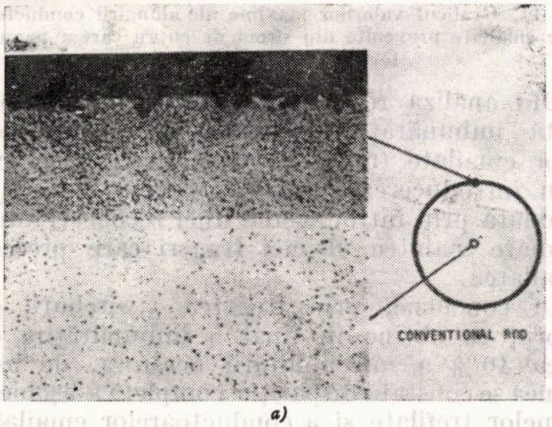


a)

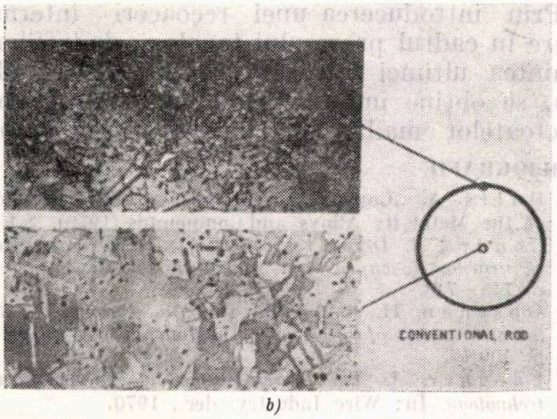


b)

Fig. 5, *a*, *b* Dispersia oxidului cupric în interiorul „wirebar"



a)



b)

Fig. 6, *a*, *b* Dispersia oxidului cupric în „conventional rod"

La aceasta se adaugă și o uzură prematură a filierelor de diamant.

Tot această crustă, în situația existenței unei atmosfere reducătoare în cuptorul laminorului, este sediul formării unor fisuri datorită „bolii de hidrogen".

În scopul îndepărtării acestei cruste s-au frezat 10 „wirebar conventional".

Frezarea s-a făcut pe o adîncime de 10 mm de la suprafață, urmărindu-se prin aceasta îndepărtarea denivelărilor rezultate din turnare, precum și îndepărtarea stratului cu cel mai mare conținut de oxigen (fig. 7).

Totodată s-a întîrziat intrarea „wirebar" în laminor, în așa fel încît laminatul să aibă în final o temperatură de 600°C.

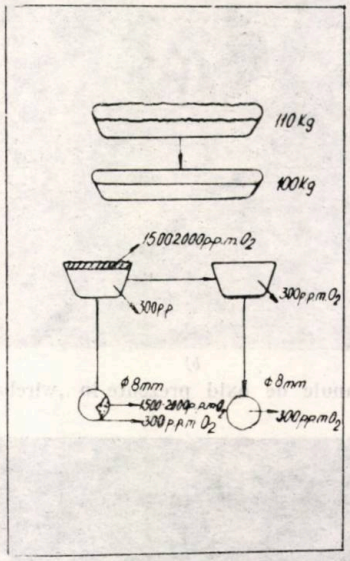


Fig. 7. Cinematica frezării „wirebar"

În final sîrma laminată obținută se constată că are o plasticitate îmbunătățită, și anume: alungire — 42% în loc de 41%; îndoiri alternate — 6,4 în loc de 6; răsuciri pînă la rupere — 45 în loc de 39; conținut de oxigen — 125 în loc de 260.

Rezultatele reprezintă o medie statistică pe 20 probe. Totodată se constată că dimensiunile de oxid cupros sînt mult mai mici.

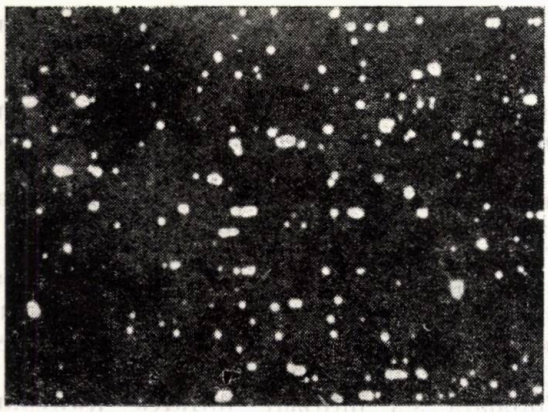
În continuare studiul pe cei 10 colaci, după faza de decapare, a căutat conform unei matrice să parcurgă toate posibilitățile tehnologice privind intercalarea recoacerilor intermediare.

Materialul a fost condus prin procesul tehnologic pînă la faza de conductor emailat (fig. 10).

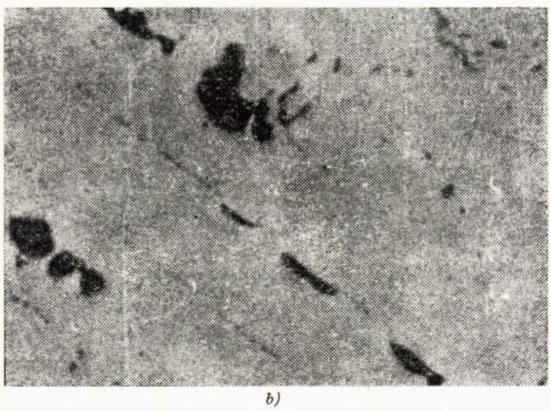
Se precizează în continuare că recoacerile s-au făcut static în oale tip clopot, în mediu de CO_2. Înaintea introducerii CO_2, oalele s-au vidat. Temperatura de recoacere a fost de 420° C.

După trefilare s-a constatat lipsa completă a paietelor (solzi mici de cupru), suprafața sîrmei fiind foarte curată.

Totodată s-a constatat lipsa completă a așchierilor sîrmei, indiferent de dimensiunea finală: Ø 2 mm; 1,10 mm; 0,30 mm.

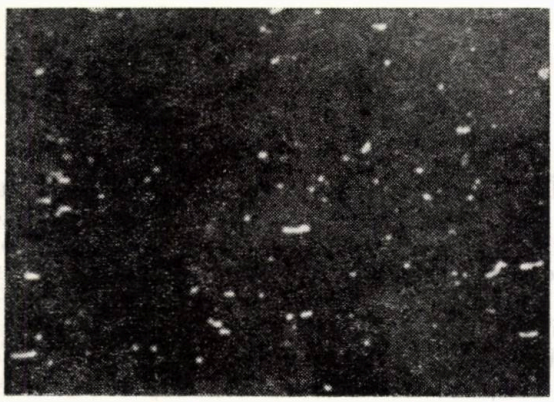


a)

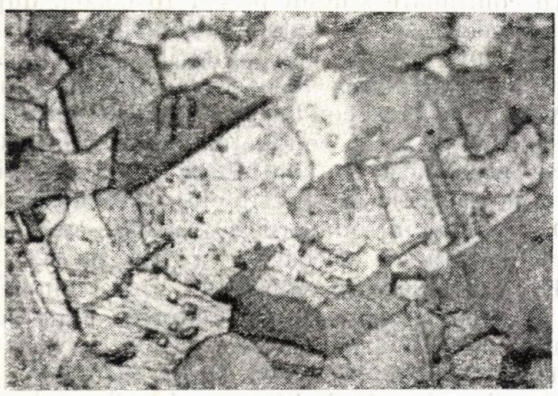


b)

Fig. 8, *a,b* Granule de oxid prezente în ,,wirebar'' nefrezat



a)



b)

Fig. 9, *a, b* Granule de oxid prezente în ,,wirebar'' frezat

Se precizează că rezultatele capacității de alungire a conductoarelor emailate prezentate mai jos reprezintă fiecare o medie statistică a valorilor obținute pe 10 probe.

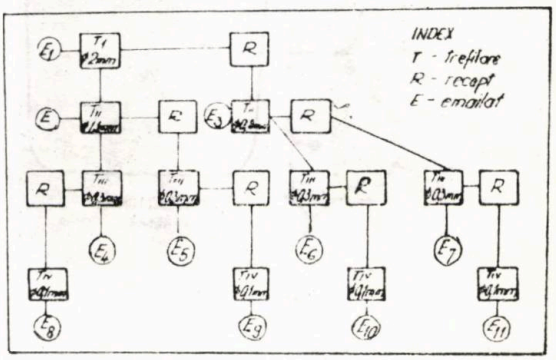


Fig. 10. Etape tehnologice

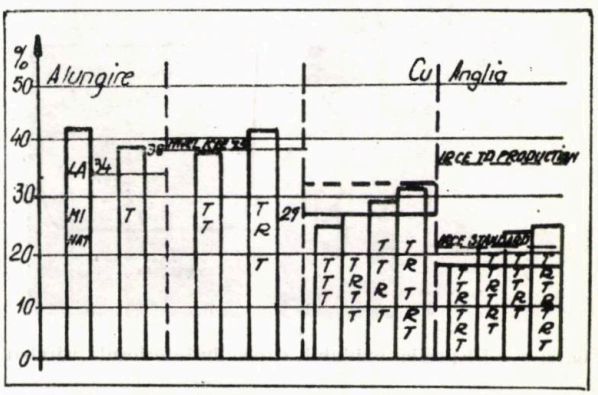


Fig. 11. Graficul valorilor maxime ale alungirii conductoarelor emailate provenite din sîrma de cupru care a parcurs tehnologiile prezentate

Din analiza rezultatelor prezentate se constată îmbunătățirea plasticității conductoarelor emailate (respectiv a alungirii specifice) prin introducerea frezării ,,wirebar''-urilor și totodată prin introducerea unei recoaceri intermediare înaintea ultimei trageri care precede emailarea.

În concluzie, prin frezarea ,,wirebar'' de cupru, se obține în final o îmbunătățire cu circa 10% a maleabilității acestora, de asemenea se constată dispariția completă a așchierii sîrmelor trefilate și a conductoarelor emailate.

Prin introducerea unei recoaceri intermediare în cadrul procesului tenologic de trefilare, înaintea ultimei trageri care precede emailarea, se obține îmbunătățirea plasticității conductoarelor emailate, mai ales la sîrmele subțiri.

BIBLIOGRAFIE

[1] Butts, A. ,,Copper'', ,,The Science and Technology of the Metal its Alloys and Compounds (1970), S.U.A.

[2] Condra, J. *Despre comportarea la recoacere a barelor și sîrmelor de cupru.* În: Wire Industry nr. 440, 1970, p. 745–748.

[3] Gosehan, H. și Willmant, J. *Factors affecting the springiness of copper wire.* În: Journal Inst. Metals 95, p. 409/17.

[4] Fargher, J. *The current scene in enamelled wire technology,* În: Wire Industry, dec., 1970.

[5] Perlin, A. *Teoriia volocenîia.* Moscova, 1971.

Maximo Benavides Vargas
U.T.E. — Chile

Cercetări asupra proprietăților termodinamice ale topiturilor din sistemul Cu_2S—FeS—PbS*

CZ: 536.7 : 669.2/.8

Acest sistem stă la baza matelor cuproplumboase ai căror componenți principali sînt Cu_2S, FeS și PbS [1]. Din cauza complexității și a diferențelor mari dintre proprietățile fizico-chimice ale componenților, caracteristicile termodinamice ale acestui sistem sînt încă insuficient studiate, datele existente în literatura de specialitate [2] — [5] fiind reduse.

În prezenta lucrare, cercetările experimentale au avut drept scop îmbogățirea materialelor existente referitoare la sistemul Cu_2S — PbS — FeS, activitățile principalilor componenți fiind determinate prin metoda măsurării forței electromotoare a unei pile de concentrație la temperatura de 1 200°C, pentru o gamă largă de compoziții.

Topiturile cercetate au fost alcătuite dintr-un amestec de sulfură de fier, sulfură de cupru și sulfură de plumb, luînd în considerare diferite raporturi molare corespunzătoare domeniilor matelor industriale: FeS/Cu_2S = = 60/40; 55/45; 50/50; 45/55; 40/60; 35/65; 30/70; pentru fiecare raport s-a lucrat cu conținuturi de 5, 10, 15, 20, 25% PbS.

Determinarea activității fierului și a sulfurii de plumb. Valorile experimentale ale tensiunii electromotoare a fierului sînt prezentate în figura 1, iar valorile corespunzătoare activității și coeficientului de activitate ale fierului, în figurile 2, *a* și *b*.

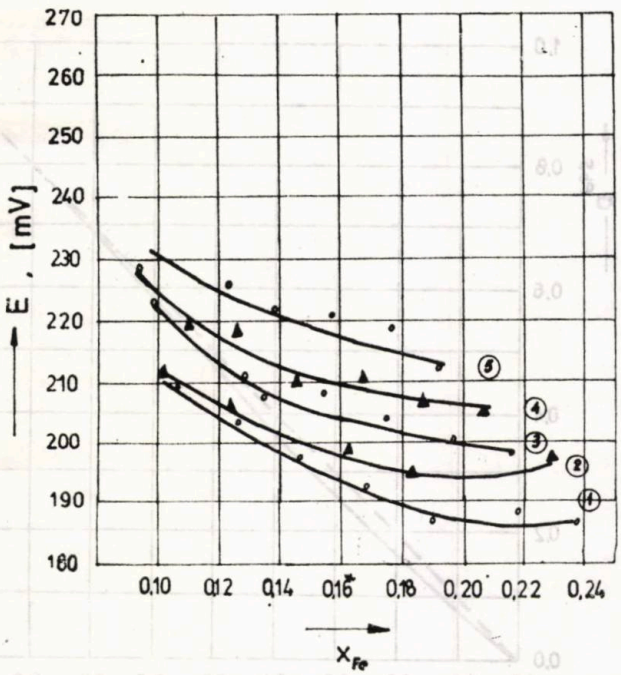
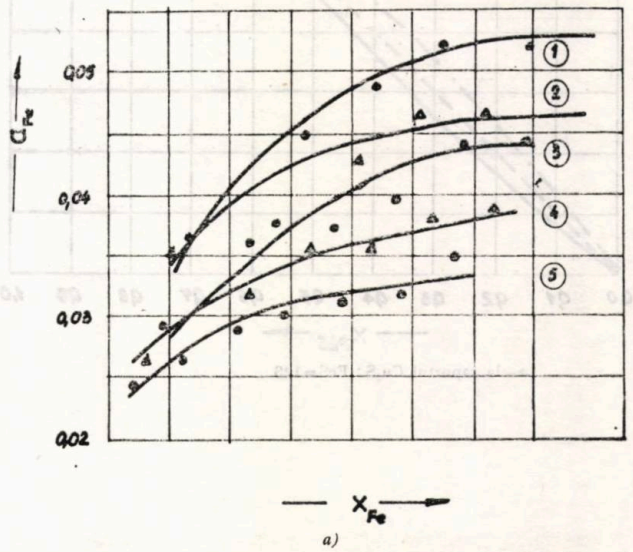


Fig. 1. Sistemul Cu_2S—FeS-PbS. Tensiunea electromotoare



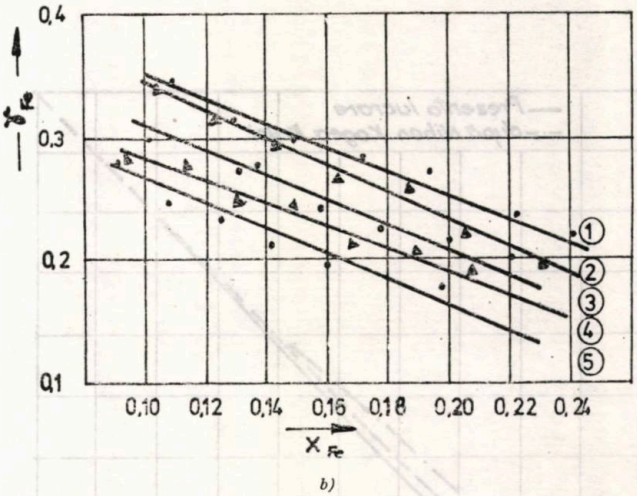
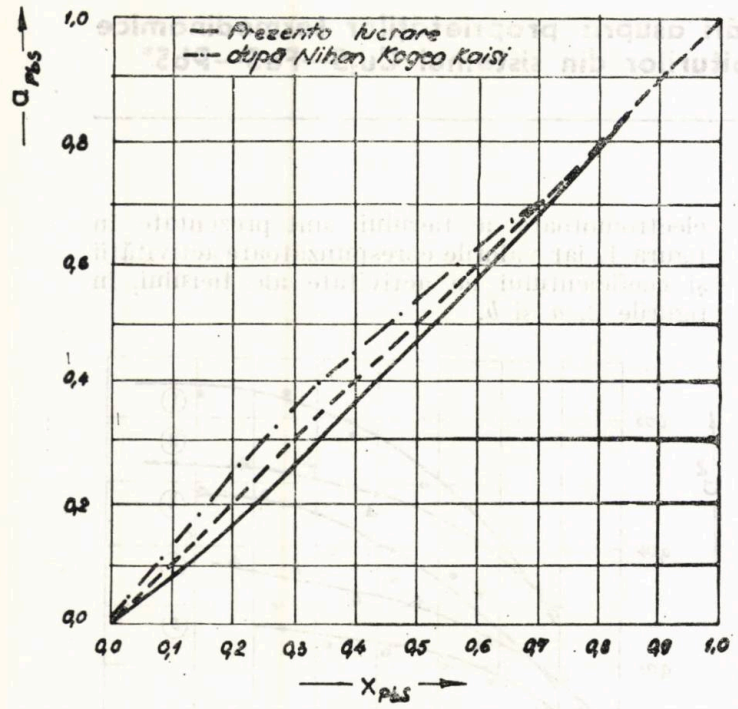


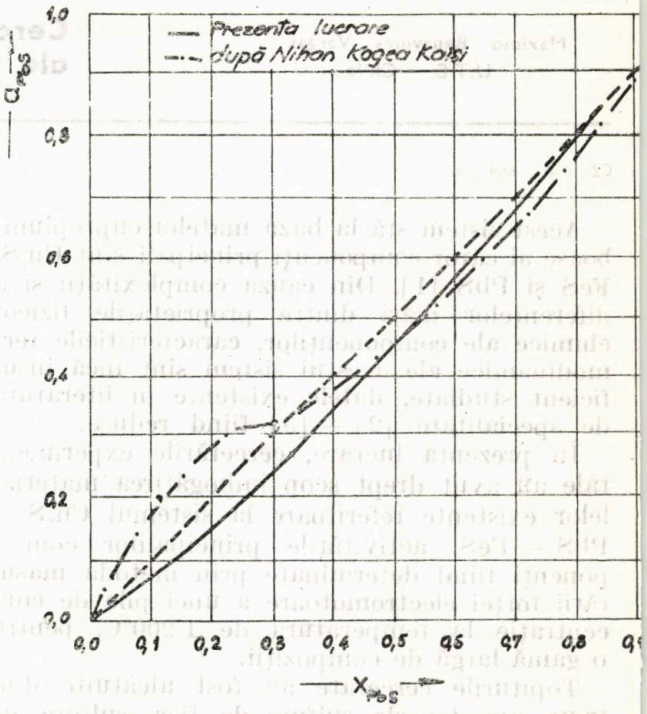
Fig. 2, *a,b*. Variația activității fierului în funcție de concentrația fierului

S-a calculat activitatea sulfurii de plumb cu ajutorul relației (1) [6], iar rezultatele obținute au fost comparate cu datele experimentale ale altor cercetători care au utilizat metoda echilibrului chimic dintre topitură și faza gazoasă [5]. În acest scop s-au folosit topituri în care raportul molar Cu_2S/FeS a luat valorile: 3 : 1; 1 : 1; 1 : 3; 1 : 2 și 2 : 1 (fig. 3, *a*—*e*).

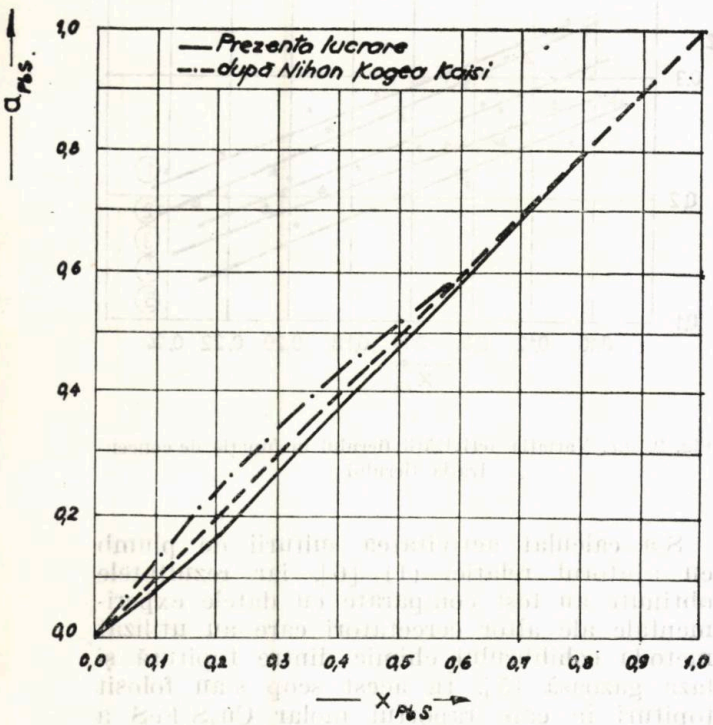
* Parte din lucrarea de doctorat efectuată la Catedra de metalurgia metalelor neferoase — Institutul politehnic — București, sub conducerea prof. dr. doc. ing. Fl. Oprea.



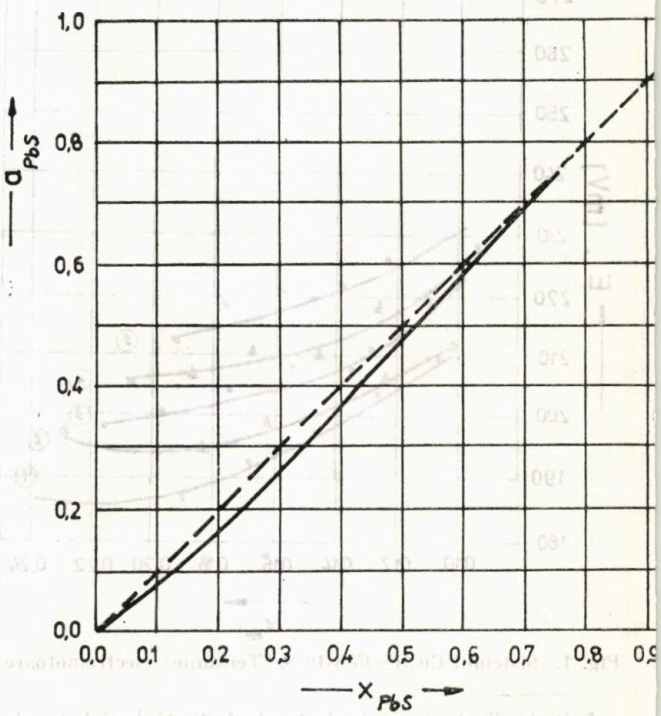
a – la raportul Cu_2S: FeS = 1:3



c – la raportul Cu_2S: FeS = 3:1

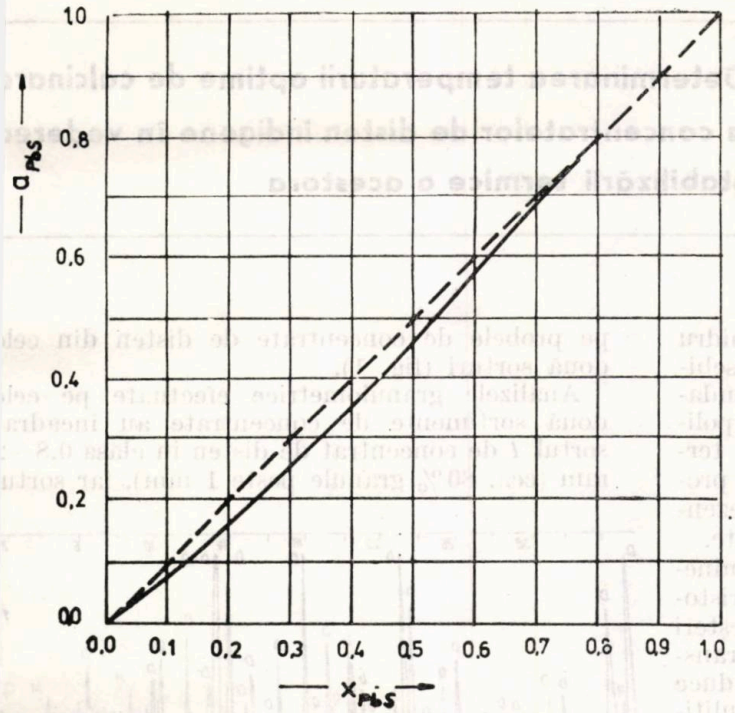


b – la raportul Cu_2S: FeS = 1:1



d – la raportul Cu_2S: FeS = 1:2

Fig. 3. Variația a_{PbS} în funcție de concentrația PbS



e–la raportul Cu_2S : FeS = 2 : 1

Fig. 3. Variaţia a_{PbS} în funcţie de concentraţia PbS

$$\ln a_{MeS} = \ln X_{MeS} - (1-X_{MeS})^2 \ln F_{MeS} - X^2_{Me'S} \ln F_{Me'S} - X^2_{Me''S} \ln F_{Me''S} \quad (1)$$

$$\ln a_{PbS} = \ln X_{PbS} - 0{,}05826(1 - X_{PbS})^2 - 0{,}43178\, X^2_{PbS} - 0{,}60976\, X^2_{Cu_2S} \quad (2)$$

unde:

X_{MeS} este fracţia molară a componentului MeS;

$X_{Me'S}$ — fracţia molară a componentului Me'S;

$X_{Me''S}$ — fracţia molară a componentului Me''S;

F_{MeS} — forţa de interacţiune a componentului MeS;

$F_{Me'S}$ — forţa de interacţiune a componentului Me'S;

$F_{Me''S}$ — forţa de interacţiune a componentului Me''S.

Analiza şi interpretarea rezultatelor experimentale obţinute. Pe baza determinărilor experimentale şi a analizei datelor prezentate în figurile 1 şi 2 referitoare la proprietăţile sistemului Cu_2S — FeS — PbS se pot desprinde următoarele concluzii:

— Topiturile sistemului Cu_2S—FeS—PbS sînt microneomogene datorită neechivalenţei legăturilor Cu — S, Fe—S, Pb — S; afinitatea maximă faţă de sulf o are cuprul, iar plumbul are afinitatea cea mai scăzută.

Din acest motiv, în topitură apar coordinaţii de tipul Cu_{2m} S_m, Fe_nS_n, Pb_pS_p care determină o distribuţie neuniformă a sulfului.

Majoritatea sulfului se grupează în jurul cuprului, respectiv în jurul fierului, şi o mică parte în jurul plumbului.

Pentru toate compoziţiile studiate (5 — 25 % mol PbS) activitatea fierului creşte cu concentraţia sa, creşterea fiind pronunţată la concentraţii mici (fig. 2).

— Activitatea fierului prezintă valori scăzute pentru toate concentraţiile studiate ($a_{Fe} < 0{,}06$) — fig. 2 — ceea ce denotă strînsa legătură dintre fier şi topitura de sulfuri.

— Comparînd valorile a_{Fe} din sistemul Cu_2S—FeS—PbS cu valorile corespunzătoare din sistemul Cu_2S — FeS [7] se constată o oarecare micşorare a lor. Aceasta se poate explica pe baza neechivalenţei legăturilor Cu—S, Fe—S, Pb—S, creşterea concentraţiei plumbului în mată conduce implicit la scăderea concentraţiei cuprului şi deci la o redistribuire a atomilor de sulf în jurul fierului.

Drept consecinţă, legăturile fierului cu topitura devin mai puternice, fapt ce se reflectă în micşorarea γ_{Fe} (fig. 2, b) şi implicit a_{Fe} (fig. 2 a). Astfel, pentru topiturile cu 45 % FeS şi cu 5—25 % PbS, γ_{Fe} scade de la 0,256 la 0,179, iar a_{Fe} scade de la 0,05 la 0,035 (tab. 1).

— În topiturile studiate, fierul prezintă abateri negative de la legea lui Raoult

Tabelul 1

FeS	Cu_2S	PbS	x_{Fe}	a_{Fe}	γ_{Fe}
45	50	5	190,0	0,05	0,256
45	45	10	194,5	0,0466	0,254
45	40	15	201,1	0,042	0,222
45	35	20	206,5	0,0185	0,202
45	30	25	212,6	0,035	0,179

(fig. 2, b), coeficientul său de activitate avînd valori subunitare ($0{,}38 < \gamma_{Fe} < 0{,}18$).

— Valorile calculate ale a_{PbS} cu relaţia (2) concordă suficient de bine cu valorile experimentale (fig. 3, a—c) mai ales pentru $X_{PbS} > 0{,}3$. Pe baza acestei constatări, s-a emis ipoteza că relaţiile de calcul de tipul (1) descriu satisfăcător proprietăţile termodinamice ale topiturilor din sistemul Cu_2S—FeS—PbS, în special în domeniul de concentraţie în care s-a calculat a_{PbS}; totodată prezintă abateri negative de la idealitate pentru unele raporturi molare Cu_2S : FeS (2 : 1 şi 1 : 2) care n-au fost încă studiate experimental.

Analiza valorilor a_{PbS} (fig. 4, *a*—*e*) conduce la concluzia că sulfura de plumb prezintă abateri mici de la legea lui Raoult, iar la concentraţii mari ($X_{PbS} > 0{,}75$) se comportă cvasiideal.

BIBLIOGRAFIE

[1] Oprea, Fl. *Teoria proceselor metalurgice.* Bucureşti Editura didactică, 1966.

[2] Esin, O. A. şi Srîvalin, I. T. În: Jurnal fiziceskoi himii, XXV, 1951, p. 1503.

[3] Krivsky, V. A. şi Schuman, R. În: J. Metals, nr. 9, 1957, p. 981.

[4] Oprea, Fl. *Procedee speciale în metalurgia metalelor neferoase.* Bucureşti, Editura tehnică, 1974.

[5] Nihon Kogeo Kaisi. În: J. mining and metalurg. 1968, 159, p. 367—369.

[6] Taloi, D. Institutul politehnic — Bucureşti, 1975 (teză de doctorat).

[7] Benavides Maximo, V. În: Metalurgia, nr. 3, 1978, p. 162—164.

Ing. Genoveva Popa,
ing. L. Petri,
ing. D. Țuclea și
ing. Erna Pommer
Institutul de cercetări metalurgice — București

Determinarea temperaturii optime de calcinare a concentratelor de disten indigene în vederea stabilizării termice a acestora

CZ : 622.782 : 66—976

Distenul este un silicat de aluminiu anhidru conținînd 63% Al_2O_3 și 27% SiO_2. Deosebirea structurală dintre disten, silimanit și andaluzit este foarte mică, acestea fiind stări polimorfe de temperatură înaltă. Analizele termice sînt acelea care diferențiază aceste produse ca urmare a efectelor exoterme prezentate cu intensități și temperaturi diferite.

Prin încălzire, înainte de topire, aceste minerale se descompun în mulit și amestec cristobalitic, reacție exotermă însoțită de creșteri mari de volum (la disten de peste 14%). Transformarea aluminosilicaților de aluminiu duce la scăderea greutăților specifice, după mulitizare, astfel :

— de la 3,58 g/cm³ la 3,09 g/cm³, la disten ;
— de la 3,23 g/cm³ la 2,92 g/cm³, la silimanit ;
— de la 3,29 g/cm³ la 3,20 g/cm³, la andaluzit.

Procesul de mulitizare care are loc decurge în dependență cu temperatura de calcinare, compoziția granulometrică, durata calcinării, impuritățile existente etc.

Distenul se află în stare nativă în zăcămintele indigene din munții Negovanul, alături de alte minerale accesorii, fiind astfel necesare eliminarea mineralelor însoțitoare și obținerea unor concentrate de disten.

Din zăcămintele indigene, în lucrarea de față s-au luat în considerare sorturile *1* și *2* de concentrate de disten, obținute în anul 1977 de către I.C.P.M.S.N. — Cluj-Napoca.

Cercetarea influenței temperaturii de calcinare asupra procesului de descompunere a concentratului de disten în mulit face obiectul lucrării prezente.

Concentratele de disten analizate au prezentat un conținut mediu de 55% Al_2O_3 (sort *1*), respectiv 47% Al_2O_3 (sort *2*). Conținuturile în Fe_2O_3 și în total oxizi fondanți au fost inferioare limitelor indicate de normele în vigoare (0,81% și 1,28% Fe_2O_3 la sorturile *1* și *2*, respectiv 2,12 și 2,96% total oxizi fondanți la sorturile *1* și *2*).

Conținuturile de disten în concentratele analizate au fost de 85% (sortul *1*), respectiv 82% (sortul *2*). Alături de disten, concentratele de disten au prezentat ca minerale accesorii mică, staurolit, feldspați, cuarț, granați și ilmenit. O parte din liniile caracteristice acestor minerale accesorii apar alături de liniile caracteristice distenului în roentgenogramele efectuate pe probele de concentrate de disten din cele două sorturi (fig. 1).

Analizele granulometrice efectuate pe cele două sortimente de concentrate au încadrat sortul *1* de concentrat de disten în clasa 0,8—2 mm (cca. 80% granule peste 1 mm), iar sortul

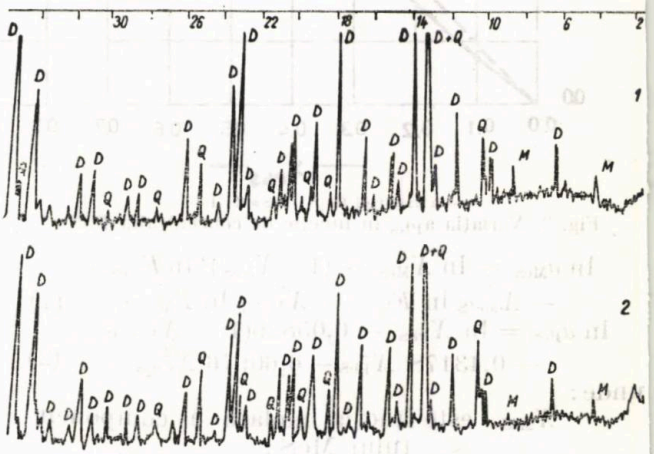


Fig. 1. Analizele Roentgen efectuate pe sorturile *1* și *2* de concentrate de disten în stare necalcinată (crudă) :
1 — sort *1* ; *2* — sort *2* ; *D* — disten ; *Q* — cuarț ; *M* — mică

2 de concentrat de disten în clasa 0—2 mm (cca. 80% fracție 0,2—0,5 mm). Se remarcă lipsa fracțiunilor fine (sub 0,088 mm) în cele două sorturi de concentrate analizate.

Refractaritățile concentratelor de disten luate în studiu au fost de I.P.—179 (sort *1*) și I.P.—176 (sort *2*), iar densitățile specifice de 3,47 g/cm³ (sort *1*), respectiv 2,84 g/cm³ (sort *2*).

Din datele obținute privind comportarea la calcinare a concentratelor de disten sorturile *1* și *2* (fig. 2) se poate observa că, începînd cu temperatura de 1 300°C, concentratele de disten suferă dilatări liniare importante. La temperatura de 1350°C aceste dilatări ajung la 2,38%.

Reacțiile exotermice survenite în urma descompunerii concentratelor de disten în mulit și cristobalit, însoțite de creșteri de volum însemnate, fac ca la utilizarea concentratelor de disten la fabricarea produselor refractare silico-aluminoase să se obțină produse necorespunzătoare din punct de vedere calitativ. În vederea înlăturării efectelor de dilatare nedorite, concentratele de disten trebuie sta-

bilizate termic în vederea obținerii unor produse calitativ corespunzătoare.

Cercetările întreprinse pe cele două sorturi de concentrate de disten în vederea stabilzării termice a acestora au constat în calcinări efectuate în cuptor-cameră la temperaturile de 1 200, 1 350, 1 450, 1 500, 1 650, 1 750°C cu palier de 6 h la temperatura maximă.

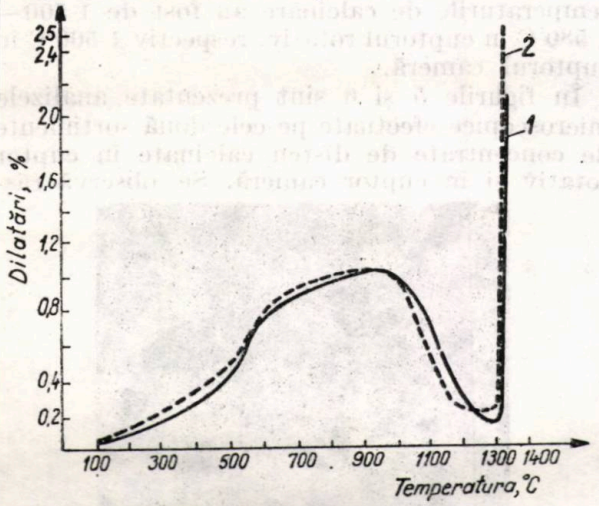


Fig. 2. Analiza termică efectuată pe sorturile *1* și *2* de concentrate de disten

Asupra șamotelor distenice astfel obținute au fost efectuate determinări fizico-chimice în vederea stabilirii temperaturii optime necesare unei stabilizări termice bune.

Din datele obținute privind determinările analizelor granulometrice ale șamotelor distenice obținute se remarcă schimbări în structura granulometrică, în sensul creșterii fracțiunilor mari, schimbări datorită dilatărilor termice produse. La temperatura de 1 200°C în structura granulometrică nu au survenit modificări, ceea ce arată că transformările de mulitizare nu au avut loc la această temperatură. Începînd cu temperatura de 1 300°C compoziția granulometrică a șamotelor distenice suferă modificări față de structura granulometrică a concentratelor în stare brută. Astfel la sortul *1* procentul de granule peste 1 mm ajunge la 87—90% în concentratele calcinate, față de circa 80% cît prezenta concentratul sortului *1* în stare crudă, în timp ce la sortul *2* de șamotă distenică procentul de granule 0,2—0,5 mm scade la 48—57% față de circa 80% cît era prezentă această fracțiune în sortul *2* de concentrat necalcinat (granule care în urma dilatărilor survenite au trecut în clasa fracțiunilor granulometrice 0,5—2 mm).

Greutatea specifică a șamotelor distenice obținute scade de la valoarea de 3,47 g/cm³ prezentată de concentratul de disten sort *1* necalcinat la valoarea de 2,84 g/cm³ (sort *1* calcinat la temperatura de 1650°C), respectiv de la valoarea de 3,39 g/cm³ prezentată de concentratul de disten sort *2* necalcinat la valoarea de 2,82 g/cm³ (sort *2* calcinat la temperatura de 1 650°C). Apariția aglomerărilor (granule peste 5 mm) la șamotele distenice obținute (în special la sortul *2*), precum și valorile mai scăzute ale densităților specifice se explică prin prezența mineralelor accesorii în cantități mari (cca. 15—18%) alături de disten.

Din studiul cu raze X întreprins pe șamotele distenice obținute în condițiile menționate, se pot trage următoarele concluzii:

— La temperatura de calcinare de 1 200°C analizele Roentgen indicate de figurile 3 și 4 sînt identice cu analizele Roentgen efectuate pe probele de concentrate de disten în stare brută (fig. 1), demonstrînd astfel că la această temperatură distenul este complet netransformat.

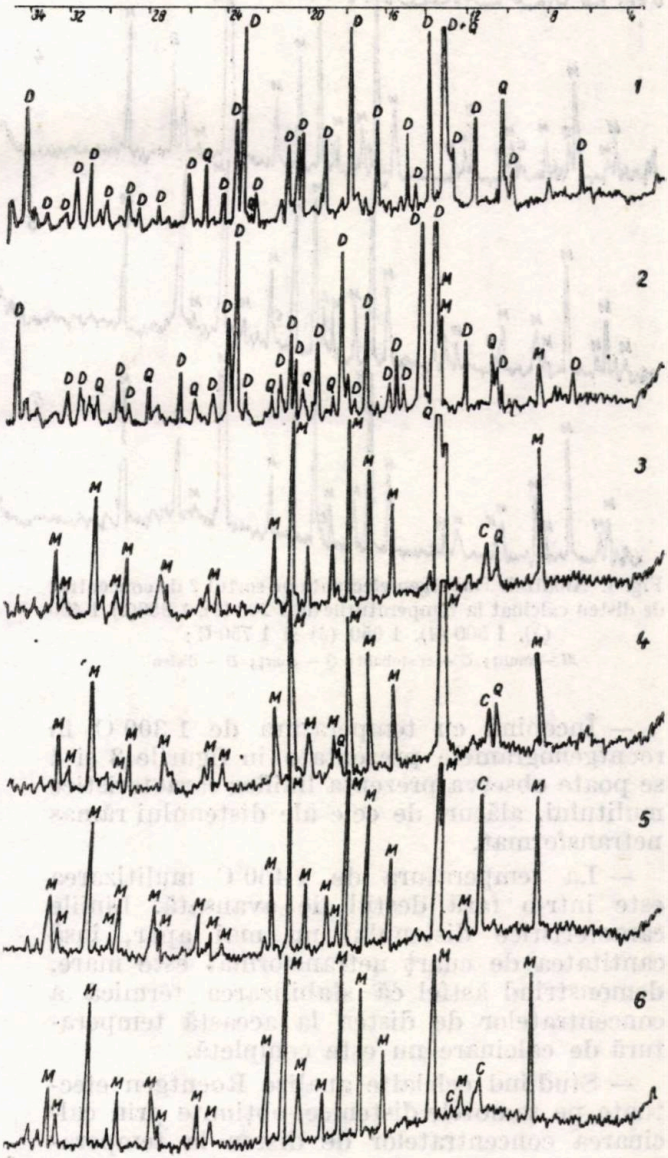


Fig. 3. Analizele Roentgen efectuate pe sortul *1* de concentrat de disten calcinat la temperaturile de 1 200 (*1*), 1 350 (*2*), 1 450 (*3*), 1 500(*4*), 1 650 (*5*) și 1 750°C (*6*); *M* — mulit; *C* — cristobalit; *Q* — cuarț; *D* — disten

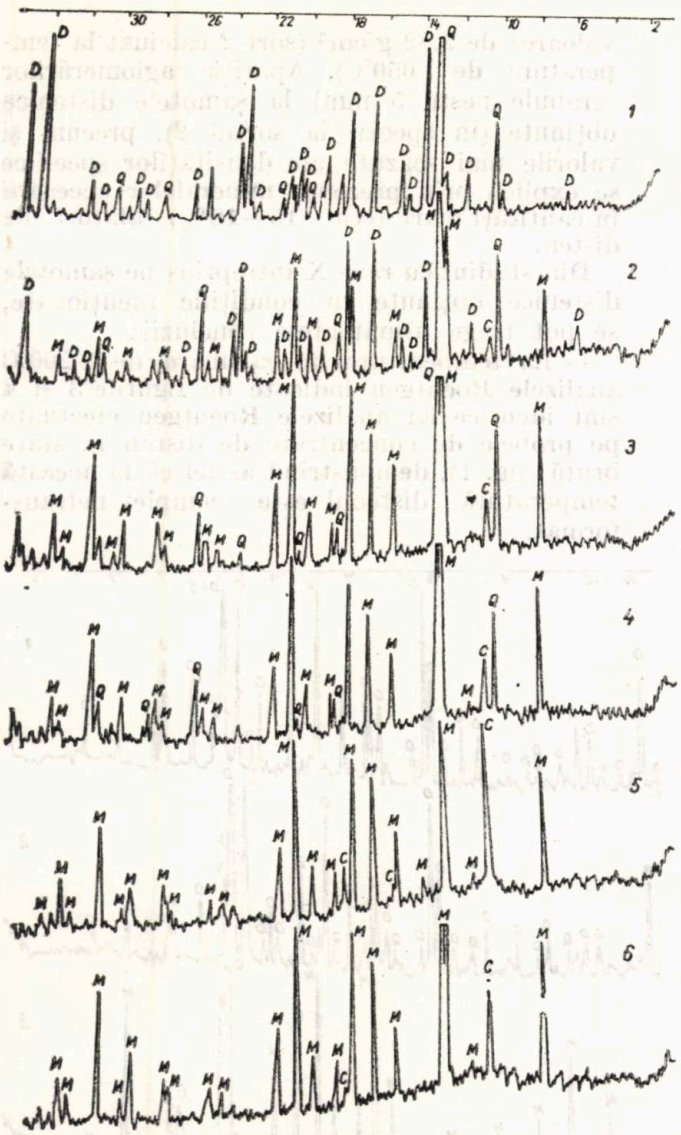


Fig. 4. Analizele Roentgen efectuate pe sortul *2* de concentrat de disten calcinat la temperaturile de 1 200 (*1*), 1 350(*2*), 1 450 (*3*), 1 500 (*4*), 1 650 (*5*) şi 1 750°C :
M — mulit; *C* — cristobalit; *Q* — cuarţ; *D* — disten

— Începînd cu temperatura de 1 300°C, în roentgenogramele prezentate în figurile 3 şi 4 se poate observa prezenţa liniilor caracteristice mulitului, alături de cele ale distenului rămas netransformat.

— La temperatura de 1 450°C mulitizarea este într-o fază destul de avansată. Liniile caracteristice distenului nu mai apar, însă cantitatea de cuarţ netransformat este mare, demonstrînd astfel că stabilizarea termică a concentratelor de disten la această temperatură de calcinare nu este completă.

— Studiind celelalte analize Roentgen efectuate pe şamotele distenice, obţinute prin calcinarea concentratelor de disten la temperaturile de 1 500, 1 650 şi 1 750°C (fig. 3—5), se poate trage concluzia că începînd cu temperatura de 1 500°C se poate considera că stabilizarea termică a concentratelor de disten este într-o fază avansată. Absenţa liniilor caracteristice distenului netransformat, prezenţa în cantităţi mici a cristobalitului întăresc concluzia de mai sus.

În cercetările ulterioare efectuate privind şamotizarea concentratelor de disten, s-au utilizat datele de mai sus. Astfel în cele două variante de şamotizare utilizate (şamotizare în cuptor rotativ şi şamotizare în cuptor cameră) temperaturile de calcinare au fost de 1 500—1 580°C în cuptorul rotativ, respectiv 1 500°C în cuptorul cameră.

În figurile 5 şi 6 sînt prezentate analizele microscopice efectuate pe cele două sortimente de concentrate de disten calcinate în cuptor rotativ şi în cuptor cameră. Se observă răs-

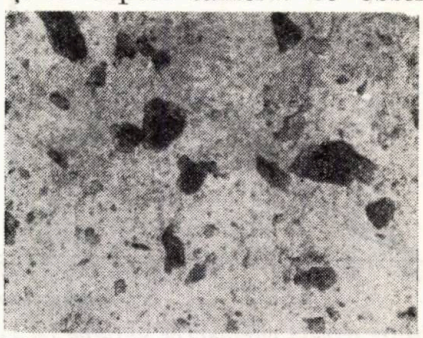


Fig. 5. Analiza microscopică efectuată pe şamota distenică obţinută în cuptor cameră la temperatura de calcinare de 1 500°C

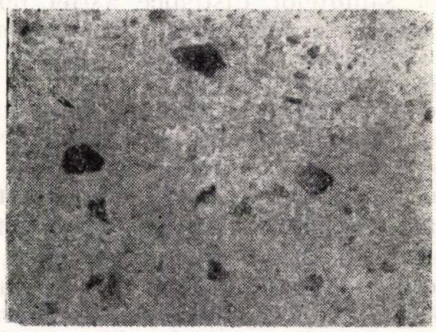


Fig. 6. Analiza microscopică efectuată pe şamota distenică obţinută în cuptor rotativ la temperatura de calcinare de 1 500—1 580°C

pîndirea uniformă a mulitului în masa şamotelor distenice obţinute în ambele variante de şamotizare.

Produsele refractare distenice fabricate pe baza şamotelor distenice obţinute prin cele două variante de şamotizare au fost de calitate corespunzătoare, caracteristicile fizico-chimice ale acestora încadrîndu-se în indicaţiile STAS-urilor în vigoare.

Concluzii

Rezultatele cercetărilor privind determinarea temperaturii optime de calcinare a concentratelor de disten indigene în vederea stabilizării termice a acestora au arătat că, în vederea obţinerii unui semifabricat (şamote) bine stabilizat termic şi astfel a unor produse distenice calitativ corespunzătoare, temperatura de calcinare trebuie să fie de minimum 1 500°C, indiferent de agregatul de calcinare utilizat.

Studii şi cercetări asupra răcirii dirijate a benzilor laminate la cald

CZ: 621.78.082–418

La construcţia noilor laminoare de benzi a cald şi la modernizarea celor existente trebuie urmărită o creştere a eficienţei, prin reducerea grosimilor finale ale benzilor, laminarea benzii într-o gamă strînsă a toleranţelor finale şi printr-o creştere a uniformităţii proprietăţilor mecanice şi structurale.

Creşterea uniformităţii proprietăţilor mecanice şi structurale se realizează cu ajutorul instalaţiei de răcire dirijată, prezentată în continuare.

O răcire dirijată a benzii este condiţionată de temperatura acesteia la ieşire din ultima cajă finisoare, de temperatura necesară şi condiţiile de înfăşurare, solicitate de natura materialului laminat; în funcţie de aceste date se poate efectua o analiză a modului de răcire pentru fiecare bandă în parte.

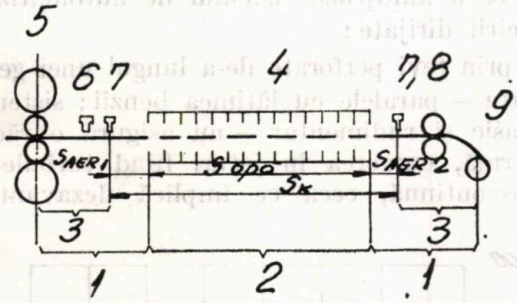


Fig. 1 Schema unui tren cu role de evacuare:
1 — răcire în aer S_{aer}; *2* — răcire cu apă; *3* — zonă de răcire neglijată; *4* — zonă în care răcirea se face cu apă $S_{apă}$; *5* — ultima cajă finisoare; *6* — dispozitiv de măsurare a grosimii; *7* — pirometru; *8* — role de tracţiune; *9* — rulor

Pentru laminoarele existente, este necesar să se studieze modul în care trebuie reglată (eventual modificată) instalaţia de răcire dirijată, în scopul de a obţine valorile optime pentru banda laminată la cald.

Pentru laminoarele noi trebuie determinată lungimea căii cu role de evacuare (între finisor şi rulor), tipul (sistemul) de răcire care convine cel mai mult, spaţiul rezervat pentru duzele de răcire (zona de răcire dotată cu rampe de stropire) şi cantitatea de apă care trebuie prevăzută în acest scop.

Trebuie procedat la automatizarea şi aplicarea la laminoare a progreselor realizate în domeniul răcirii programate şi controlate, ceea ce presupune necesitatea calculului condiţiilor de răcire pe trenul cu role de evacuare, pe baza informaţiilor culese în procesul de răcire, rezultatele calculelor urmînd a fi transmise în sensul eventualelor modificări impuse instalaţiei.

Consideraţii teoretice. Din cantitatea de căldură înmagazinată de bandă la sfîrşitul laminării, o parte ΔQ_R se pierde prin radiaţie; această pierdere, în conformitate cu legea lui Stephan Boltzman:

$$\Delta Q_R = F \times C_{12}\left[\left(\frac{T_F}{100}\right)^4 - \left(\frac{T_A}{100}\right)^4\right] \quad (1)$$

este direct proporţională cu temperatura la sfîrşitul laminării (T_F) şi depinde de factorul C_{12}; considerînd că suprafaţa care primeşte radiaţia este infinit mai mare decît suprafaţa emitentă, atunci

$$C_{12} = \varepsilon \times C_S \quad (2)$$

unde ε este factorul de emisiune al benzii laminate la cald, iar C_S — 4,96 kcal/m² h(100/gr⁴) — coeficientul de radiaţie al corpului negru. Eliminarea căldurii prin radiaţie este influenţată mult de spectrul de absorbţie al vaporilor de apă [6], care apar în procesul de răcire dirijată.

O cantitate însemnată de căldură este evacuată din bandă prin convecţie naturală, fiind transmisă aerului ambiant. În conformitate cu teoria similitudinii, această pierdere de căldură, notată cu ΔQ_K, depinde de numerele Grasshoff (Gr) şi Prandtl (Pr), la rîndul lor dependente de mărimi ce vor fi luate în discuţie ulterior.

Prin contactul cu rolele, banda cedează acestora, prin conducţie, o cantitate de căldură ΔQ_C care este evacuată prin lagărele rolelor. Prin aplicarea unui lichid de răcire pe banda caldă, se elimină o cantitate de căldură ΔQ_A.

Cantitatea de căldură ΔQ pierdută de bandă pe calea cu role, reprezentînd suma pierderilor mai sus analizate, este egală cu diferenţa de capacitate calorică a benzii laminate la cald, în ipoteza unei călduri specifice medii C_{pm}:

$$\Sigma\Delta Q = G_{banda} \cdot C_{pm} \cdot \Delta T \quad (3)$$

Este foarte dificil de a determina, prin calcul sau prin măsurători, separat fiecare din pierderile de căldură enumerate mai sus, deoarece radiaţia este influenţată de factorul de

emisie al benzii laminate, în general necunoscut, şi de spectrul de absorbţie al vaporilor de apă care este necontrolat; convecţia naturală nu poate fi în cazul discutat nici calculată nici măsurată, iar transmisia de căldură prin conducţie este nerelevantă, deoarece suprafaţa de contact între role şi bandă este mică şi pe o perioadă de timp relativ redusă.

Răcirea cu apă a benzii este influenţată în mod deosebit de fenomenul Leidenfrost, care împiedică să se determine din punct de vedere cantitativ ce parte de căldură aferentă căderii de temperatură în bandă este preluată de apă. Fenomenul Leidenfrost arată că o picătură de apă depusă pe o placă metalică foarte caldă nu se evaporă imediat. Dimpotrivă, datorită stratului de vapori ce se formează între tablă şi picătura de apă, aportul de căldură de la tablă la picătură este mic din pricina stratului de vapori (rău conducător de căldură) care susţine picătura. Volumul picăturii de apă scade cu o viteză condiţionată de echilibrul dintre aportul de căldură şi căldura de evaporare. Dacă temperatura tablei scade (local) la o valoare care nu mai poate furniza căldura de evaporare, astfel încît să nu mai fie posibilă apariţia cantităţii de căldură suficientă pentru a forma stratul izolant de vapori, atunci picătura de apă intră în contact cu tabla şi se evaporă instantaneu. Cum coeficientul de transmitere a căldurii depinde de condiţiile impuse suprafeţei încălzite (raportul — cantitatea de căldură, suprafaţă caldă şi timp) ca şi de starea suprafeţei — rezultă că efectul de agitaţie a bulelor de abur poate provoca diferenţe de transmitere a căldurii cu valori oscilînd între 1 900 şi 14 000 (kcal/m² h °C) [3].

Răcirea benzii prin stropire cu apă. Din analiza de mai sus rezultă că eficienţa cea mai mare a răcirii este dată de apa stropită pe bandă; cantitatea de căldură extrasă de apă din bandă este variabilă şi ea depinde de o serie de parametri termodinamici, tehnologici şi hidraulici, din a căror studiere se pot trage concluzii asupra modului în care trebuie condusă răcirea în fluxul de laminare. Trebuie analizat debitul optim necesar, presiunea utilă şi modul de distribuţie pe cele două feţe, de sus şi de jos ale benzii.

Apa de răcire poate fi aplicată pe suprafaţa benzii astfel:

a) prin jeturi laminare, realizate cu ajutorul colectoarelor cu sifoane; acest sistem utilizează presiuni mici şi realizează debite mari; prezintă avantajul penetraţiei gravitaţionale prin stratul superifcial de vapori format la suprafaţa benzii, ceea ce permite unei mari cantităţi de apă să ia contact cu metalul încălzit; sistemul prezintă avantaje energetice (presiune scăzută) şi tehnologice (penetraţie maximă); prezintă în schimb dezavantajul unui răspuns lent la comenzile de începere şi oprire a stropirii, ceea ce introduce complicaţii în construcţia mecanică şi în partea de automatizare a sistemului;

b) prin duze (cu jet plat sau cu jet conic plin); duzele împrăştie apa primită din colectoarele sub presiune şi o pulverizează în picături fine de apă care, pe lîngă faptul că pătrund greu prin stratul de abur format la suprafaţa benzii (din pricina masei mici a picăturii), se evaporă foarte mult înainte de a ajunge în contact cu metalul, deoarece mulţimea picăturilor rezultate din pulverizare reprezintă o suprafaţă mare de schimb de căldură în atmosfera cu temperatură ridicată din imediata apropiere a benzii; se realizează astfel un strat gros de abur, întreţinut cu apă pulverizată de duză, strat rău conducător de căldură, care împiedică atît accesul apei stropite, către bandă, cît şi radiaţia termică a benzii, către exterior; sistemul prezintă dezavantaje energetice (presiuni ridicate) şi termodinamice (randament scăzut la răcirea benzii); prezintă avantajul unei porniri şi opriri rapide a jeturilor de apă, ceea ce avantajează sistemul de automatizare a răcirii dirijate;

c) prin ţevi perforate de-a lungul unei generatoare — paralele cu lăţimea benzii; sistemul — clasic şi rudimentar — nu asigură o răcire uniformă, curgerea în jeturi fiind turbulentă şi discontinuă, ceea ce implică dezavantaje

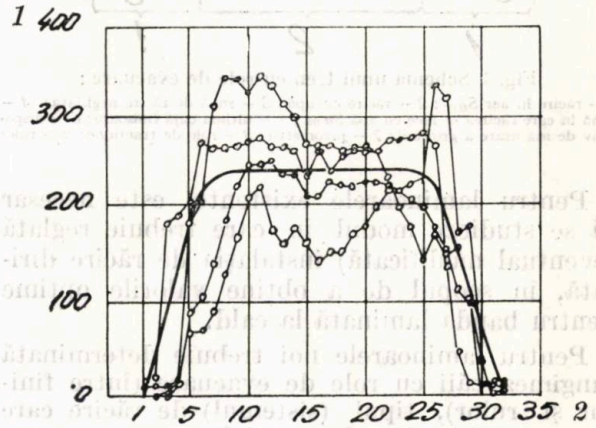


Fig. 2 Distribuţia cantităţii de apă:
1 — înălţimea de stropire, mm col apă; *2* — urma jetului pe bandă, mm

importante din punct de vedere termic şi tehnologic; prezintă avantajul unui răspuns promt la comanda de pornire şi oprire a stropirii.

Sistemele de răcire, sus-amintite, folosite practic şi experimental, au condus la rezultate diferite.

Cercetări efectuate în labortoarele BISRA lin Anglia [8] au condus la concluzia că răcirea prin jeturi laminare este superioară elei realizate prin stropire cu duze; în cursul ercetărilor s-a dedus, experimental, o relaţie le calcul a numărului „n" de jeturi laminare ıecesare reducerii determinate a temperaturii ınei benzi cu grosime şi viteză constante:

$$n = \frac{4\,S_A h}{\sqrt{\pi}\cdot D^2}\cdot\left[\frac{T_F - T_R}{T_F + T_R}\right]\cdot\sqrt{\frac{v\cdot D}{K}} \qquad (4)$$

ınde: S_A este secţiunea efectivă a unui jet le apă; h — grosimea benzii; v — viteza benıii la sfîrşitul laminării; D — diametrul jetuui în punctul de impact cu banda; K — difuibilitatea termică = 0,075 cm²/s; T_F, T_R — — temperatura la sfîrşitul laminării, respectiv emperatura de înfăşurare; în această ecuaţie, :antitatea de apă intervine indirect prin internediul raportuiui S_A/D. Experienţele de răcire ı benzii prin sisteme echipate cu duze de ɔulverizare [10] au condus la următoarea elaţie, empirică, pentru calculul căderii de emperatură în bandă:

$$\Delta_T = -1\,034 + 0{,}5\,T_F + \frac{18{,}0}{h} - \frac{28{,}8}{t_{apă}} + 48{,}5\,V_{apă} - 0{,}6\,V_{apă}^2 \qquad (5)$$

ınde: h este grosimea benzii, ţoli; $t_{apă}$ — :impul de şedere sub jet, s; $V_{apă}$ — cantiatea stropită pe tablă $\left(\frac{\text{galon } US}{\text{min. picior}}\right)$. Părerile ɔercetătorilor [4] diferă şi în ceea ce priveşte :aportul cantităţilor de căldură evacuate pe ɔele două feţe (superioară şi inferioară) ale ɔenzii şi deci în privinţa raportului cantităţilor de apă utilizate sus şi jos etc.

Factorii care influenţează răcirea benzii. Din analiza studiilor cercetărilor şi a experienţelor efectuate rezultă că răcirea benzii este influenţată de următorii factori:

a) Grosimea benzii „h", mm are o influenţă liniară asupra masei benzii (cu lăţime şi lungime constante) şi deci asupra capacităţii calorice, cu implicaţii directe asupra cantităţii de căldură ce urmează a fi evacuate:

$$\frac{\Delta Q}{t_k} = \frac{h\cdot b\cdot\gamma\cdot Cp\cdot T}{t_k},\ \text{kcal/h} \qquad (6)$$

ınde ΔQ este cantitatea de căldură eliminată; t_k — timpul de trecere a benzii pe calea cu role :are este determinat de lungimea căii cu role, şi viteza de deplasare a benzii; $t_k = L/v$ şi ɜe compune din timpul de răcire a benzii în ıer şi în apă: $t_k = t_{aer} + t_{apă}$ (corespondent cu spaţiile din fig. 1).

b) Cantitatea de apă stropită V_{specif}, l/m²

$$V_{specif} = \frac{1}{3{,}6\,V_{apă}}\left(\frac{V_S}{b_S} + \frac{V_i}{b_E}\right),\ \text{l/m}^2 \qquad (7)$$

$$V'_{specif} = \frac{V_{specif}}{t_{apă}} = \frac{1}{3{,}6\,S_A}\left(\frac{V_S}{b_S} + \frac{V_i}{b_i}\right),\ \text{l/m}^2\text{s} \qquad (8)$$

unde: V_S este volumul de apă superior stropit de sus, l; V_i—volumul de apă inferior (stropit de jos în sus), l; b_S — lăţimea de sus (superioară) a benzii, stropită de sus, m; b_i — lăţimea de jos (inferioară) a benzii, stropită de jos, m (fig. 4); S_A— lungimea căii cu role stropită cu apă.

Influenţa cantităţii de apă folosită nu este încă bine definită; după unele opnii [4], [10], peste o anumită valoare cantitatea de apă stropită nu mai contribuie la răcire, deoarece aceasta nu mai intră în contact cu banda; valoarea limitată a volumului specific de apă stropită este de 12 [l/m²]s, după părerea unor cercetători [4], dar ea variază în limite foarte mari [5] în practica unor firme cu renume (MESTA—S.U.A.; SACK—R.F.G. etc.)

Alte opinii [8], [9] susţin că suplimentul de apă cu presiune ridicată permite spargerea stratului superficial de vapori şi împiedică apariţia fenomenului Leidenfrost, contribuind la o mai mare eficienţă a răcirii.

c) Forma duzei influenţează, în general, prin forma jetului (plat, conic, cilindric) aplicat pe bandă, în special prin mărimea picăturii de apă realizată: o picătură mare are putere

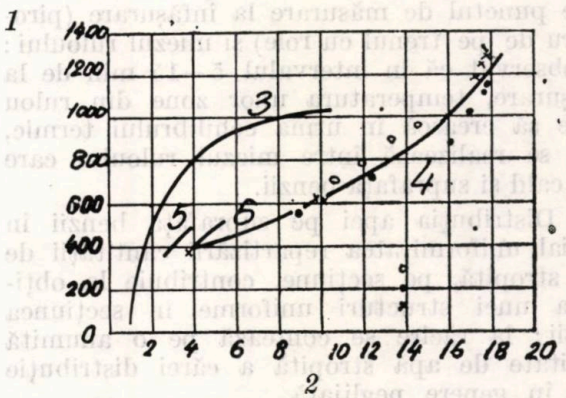


Fig. 3 Variaţia coeficientului de transmitere a căldurii în funcţie de cantitatea de apă stropită pe unitatea de suprafaţă şi de timp:
1 — coeficientul α de transmitere a căldurii, kcal/kg°C; *2* — volumul specific relativ, l/m² s; *3* — măsurători făcute de Morgan; *4* — măsurători făcute de Bösenberg; *5* — măsurătorile lui Lovay şi Kreulitsch; *6* — măsurătorile lui Sibakin

de pătrundere prin stratul de vapori, dar are şi un raport nesatisfăcător între suprafaţa de transfer de căldură şi volumul de apă pe care-l conţine (fig. 2).

d) Presiunea apei, împreună cu forma duzei determină cantitatea de apă stropită şi prin aceasta are o influenţă deosebită asupra stropirii.

e) Temperatura benzii în ultima cajă finisoare, împreună cu grosimea benzii şi timpul de răcire influenţează evacuarea de căldură prin radiaţie şi convecţie naturală.

Căldura din interiorul benzii influenţează valorile temperaturilor, variabile, citite la suprafaţa benzii răcite pe calea cu role de evacuare. Această influenţă poate fi determinată cu ajutorul tabelului referitor la conducţia temperaturii, unidimensional şi nestaţionar, într-o placă plană [7]. Presupunînd o conductivitate termică $\lambda = 40$ (kcal/m°C h) şi o căldură specifică medie $C_{pm} = 0{,}19$ (kcal/kg°C) se determină pentru benzi cu grosimi şi viteze diferite de deplasare coeficientul FOURIER (Fo) şi de aici prin determinarea valorii 1/BIOT se poate calcula în funcţie de temperatura suprafeţei temperatura din interiorul benzii, care pentru toate dimensiunile măsurate şi pentru viteza de răcire impusă este cuprinsă între 5 şi 18°C peste temperatura suprafeţei. Avînd în vedere că diferenţa de temperatură din miezul benzii în raport cu cea a suprafeţei are o reprezentare parabolică, capacitatea calorică efectivă a benzii este cu apoximativ 10°C superioară celei măsurate la suprafaţă şi care se ia drept bază.

f) Temperatura de înfăşurare a benzii. În timpul înfăşurării pe rulor, acesta se răceşte mai intens spre extreme (la dorn şi mai ales la exterior unde prezintă o mare suprafaţă de transfer de căldură). De semnalat că apar diferenţe de temperatură de aproximativ 50°C între punctul de măsurare la înfăşurare (pirometru de pe trenul cu role) şi miezul ruloului; de observat că în intervalul 5—15 min de la înfăşurare, temperatura unor zone din rulou tinde să crească în urma echilibrului termic, care se realizează între miezul ruloului care este cald şi suprafaţa benzii.

g) Distribuţia apei pe suprafaţa benzii în special uniformitatea repartizării cantităţii de apă stropită, pe secţiune, contribuie la obţinerea unei structuri uniforme în secţiunea benzii; la răcire se contează pe o anumită cantitate de apă stropită a cărei distribuţie este în genere neglijată.

Principalii parametri, rezultaţi din studiile teoretice şi experimentale efectuate în legătură cu răcirea benzilor laminate la cald, sînt:

— Volumul specific de apă aplicat pe bandă exprimat în (l/m² s). Se constată că orice creştere a cantităţii de apă stropită pe bandă suplimentar are un echivalent în căldura eliminată.

— Cantitatea specifică de căldură eliminată din bandă pe fiecare litru de apă aplicat reprezintă un alt parametru caracteristic şi experienţa arată că el reprezintă o constantă în limitele permise de măsurători (este independent de grosimea benzii) [1].

— Spaţiul de răcire în aer. Se poate exprima că răcirea benzii se face în aer şi în apă:

$$\Delta T = a_1 \Delta T_{aer} + a_2 \frac{Q_{specif} \cdot V_{specif}}{C_{pm} \cdot h}, \text{ °C} \quad (9$$

În relaţia de mai sus ΔT_{aer} reprezintă răcirea benzii în aer între caja finisoare şi rampa de stropire a apei. Între colectoarele cu duze există un interval — spaţiu — în care apa nu curge pe bandă şi aceasta se răceşte

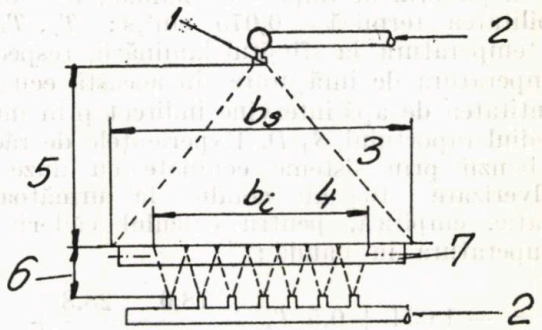


Fig. 4 Schema de ansamblu a dispozitivului de stropire cu duze cu jet conic plin:
1 — duză de pulverizare; *2* — alimentare cu apă de răcire; *3* — suprafaţa stropită deasupra benzii b_s; *4* — suprafaţa stropită sub bandă b_i; *5* — înălţime de montaj a duzei superioare deasupra benzii; *6* — distanţa dintre duzele inferioare şi suprafaţa inferioară a benzii; *7* — tren cu role

în aer. Acest interval este prevăzut în ideea de a lăsa timp, pentru egalizarea temperaturilor în secţiunea benzii, între valorile interioare şi de suprafaţă. Pentru calculul răcirii în aer se consideră între două rampe consecutive un interval de circa 0,5 m, astfel că pentru calcul din lungimea totală a instalaţiei de răcire, măsurată pe calea cu role între pirometrul iniţial şi cel final, zona de răcire în aer (fig.1.) este dată de relaţia:

$$S_{aer} = S_T - 0{,}5 \text{ (nr. de colectoare cu duze superioare)} \quad (10)$$

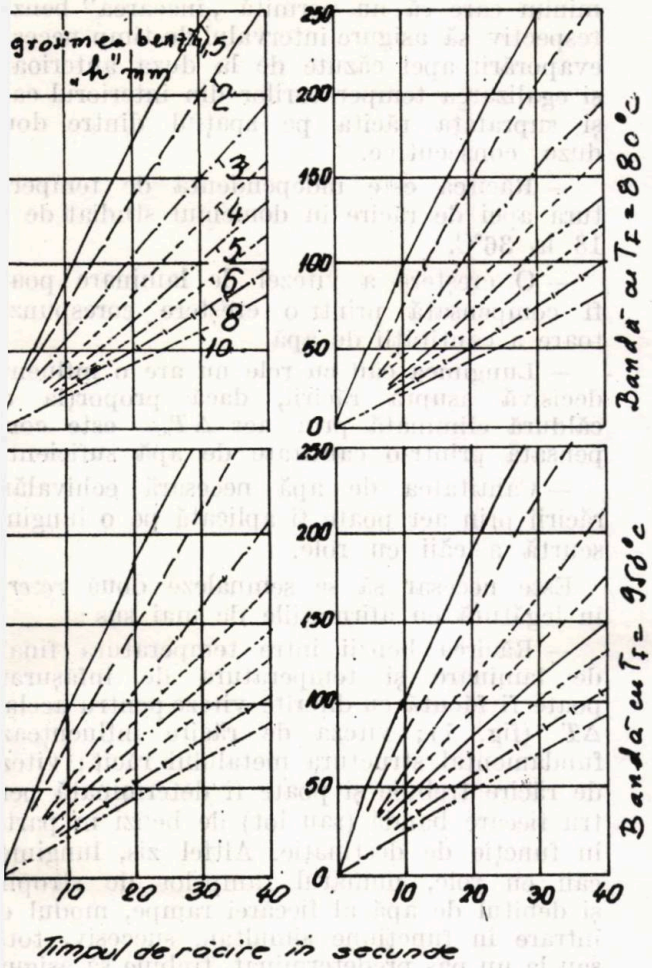
unde: S_T este spaţiul de-a lungul căruia se măsoară căderea de temperatură ΔT.

Presupunînd că răcirea pe cele două feţe (sus-jos) ale benzii se face simetric, răcirea cu apă a benzii se calculează cu relaţia [1]:

$$\Delta T_{aer} = \frac{V_{specif} \cdot Q_{specif}}{C_{pm} \cdot h}, \text{ °C} \quad (11)$$

iar răcirea poate fi calculată urmînd o analiză de regresie liniară de forma:

$$\Delta T = a_1 \Delta T_{aer} + a_2 \Delta T_{apă} = (T_F - T_R)_{măsurat} \quad (12)$$



g. 5 Răcirea ΔT_{aer} în aer a unor benzi laminate la ld, cu grosimea h, mm, în funcţie de timp t, s şi de tempetura sfîrşitului de laminare T_F = 850; 880; 920; 950°C

Rezolvarea ecuaţiei (12) permite calculul ariantelor S_1 şi S_2 care dau domeniul de disersie al coeficienţilor de regresie a_1 şi a_2.

Experienţele efectuate [1] au fost luate în onsiderare în calcul, conducînd la un domeniu e dispersie al coeficienţilor de regresie:

$$\Delta T = 1{,}35 \cdot \Delta T_{aer} + 1{,}00 \cdot \Delta T_{apă} \quad (13)$$

u toleranţe $= \pm 0{,}04 \quad \pm 0{,}004$

Din analiza de regresie de mai sus rezultă ă fiecare litru de apă utilizat are o influenţă niară asupra efectului de răcire, ceea ce ezultă din uşoara variaţie a domeniului de ispersie S_2. Se confirmă că fiecare litru de pă care atinge banda evacuează o cantitate e căldură constantă. La această constatare e fac următoarele precizări:

a) Variaţia vitezei de laminare are o influnţă liniară asupra căderii de temperatură lin bandă, dacă ceilalţi termeni se menţin onstanţi, ceea ce corespunde cu ecuaţia de egresie.

b) Modificarea temperaturii finale de laminare în limite admise nu prezintă o influenţă importantă.

c) Presiunea apei nu influenţează procesul de răcire.

d) Variaţia numărului de duze, dacă volumul de apă stropit este constant, nu influenţează răcirea.

e) Variaţia debitului de apă a avut o influenţă proporţională, ceea ce verifică ecuaţia de regresie.

f) Răcirea nu este influenţată de amplasarea duzelor (în faţă sau în spate) dacă debitul specific de apă utilizat este acelaşi.

g) La cantităţi de apă specifice egale, modul de aplicare a acesteia pe bandă (laminor etc.) nu influenţează răcirea totală a benzii.

h) Temperatura apei de răcire nu influenţează semnificativ răcirea, chiar dacă această variaţie se face pe un domeniu cuprins între 18 şi 36°C [1] (fig. 6).

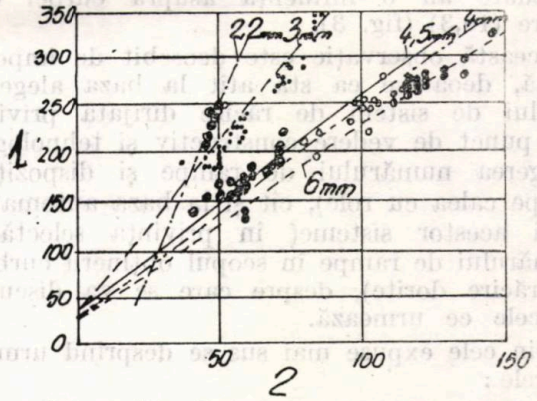


Fig. 6 Răcirea $\Delta T = T_F - T_R$, depinzînd de cantitatea de apă pulverizată $V_{spec.}$, l/m² pe trenul cu role de evacuare: *1* – căderea de temperatură ΔT, °C; *2* – volumul de apă de răcire specific, l/m²

O comparaţie între rezultatele obţinute de diverşi cercetători presupune o oarecare dificultate, deoarece diversele rezultate obţinute sînt foarte mult influenţate de condiţiile locale în care au avut loc experimentele. O caracteristică termică dedusă din teoria similitudinii, de o mare importanţă, o constituie coeficientul de transmitere a căldurii α care poate fi calculat [3] cu relaţia:

$$\alpha = \frac{\gamma \cdot C_p \cdot h \cdot V_{apă}}{2 S_{stropită}} \log \frac{T_F - T_{apă}}{T_R - T_{apă}} \quad (14)$$

Cum temperatura apei de răcire $T_{apă}$ este relativ scăzută în comparaţie cu temperatura sfîrşitului de laminare T_F sau cu temperatura de înfăşurare T_R, aceasta poate fi neglijată şi ecuaţia devine:

$$\alpha = 6{,}2 \cdot 10_3 \frac{h}{t_{apă}} \log \frac{T_F}{T_R} \text{ (kcal/m² h°C)} \quad (15)$$

Rezultă de aici că α depinde în mod esenţial de timpul $t_{apă}$ cît banda se găseşte sub secţiunile prin care se stropeşte apa. Pentru benzi laminate cu aceleaşi dimensiuni, temperaturi finale şi viteze de laminare identice, însă pe laminoare diferite, rezultatele obţinute prin utilizarea ecuaţiei (15) prezintă unele diferenţe, căci secţiunile de răcire cu apă diferă de la un laminor la altul, în ceea ce priveşte lungimea totală de răcire şi cantitatea totală de apă pulverizată pe unitatea de lungime a trenului cu role de evacuare, la care se mai adaugă distanţele diferite dintre pulverizatoare, ceea ce face ca răcirea benzii în aer să aibă o influenţă şi mai mare asupra rezultatului final obţinut.

Nu există o interdependenţă liniară între coeficientul de transmitere a căldurii şi cantitatea de apă stropită în timp V_{specif}; apare deci concluzia că lungimea secţiunilor de răcire şi distribuţia lor de-a lungul căii cu role de evacuare au o influenţă asupra curbei de răcire (10,3) (fig. 3).

Această observaţie este deosebit de importantă, deoarece ea stă atît la baza alegerii tipului de sistem de răcire dirijată privită din punct de vedere constructiv şi tehnologic (alegerea numărului de rampe şi dispoziţia lor pe calea cu role), cît şi la baza automatizării acestor sisteme(în privinţa selectării numărului de rampe în scopul obţinerii curbei de răcire dorite), despre care se va discuta în cele ce urmează.

Din cele expuse mai sus se desprind următoarele :

— Răcirea benzii este independentă de modul de aplicare a apei pe bandă (prin jeturi laminare, prin stropire cu ajutorul ţevilor găurite sau prin duze cu jet plat sau conic).

— Răcirea este independentă de presiunea apei (în ipoteza stropirii unor cantităţi de apă identice).

— Răcirea este independentă de distanţa dintre duze cu condiţia realizării unui spaţiu minim care să nu permită „înecarea" benz respectiv să asigure intervalul de timp neces evaporării apei căzute de la duza anterioa şi egalizarea temperaturilor din interiorul ca şi suprafaţa răcită pe spaţiul dintre do duze consecutive.

— Răcirea este independentă de temper tura apei de răcire în domeniul studiat de 18 la 36°C.

— O creştere a vitezei de laminare poa fi compensată printr-o creştere corespunz toare a cantităţii de apă.

— Lungimea căii cu role nu are o influen decisivă asupra răcirii, dacă proporţia căldură eliminată prin aer ΔT_{aer} este con pensată printr-o cantitate de apă suficient

— Cantitatea de apă necesară echivală răcirii prin aer poate fi aplicată pe o lungim scurtă a căii cu role.

Este necesar să se semnaleze două *rezer* în legătură cu afirmaţiile de mai sus :

— Răcirea benzii între temperatura final de laminare şi temperatura de înfăşura poate fi făcută cu diferite viteze pentru acela ΔT (fig. 7); viteza de răcire influenţeaz fundamental structura metalului răcit; vitez de răcire trebuie şi poate fi determinată pe tru fiecare bandă (sau lot) de benzi în part în funcţie de destinaţie. Altfel zis, lungime căii cu role, numărul rampelor de stropi şi debitul de apă al fiecărei rampe, modul d intrare în funcţiune simultan, succesiv, tot sau la un pas predeterminat, trebuie să asigu un domeniu de răcire în interiorul căruia s poată fi realizată orice curbă de răcire dorit (fig. 8). Acest deziderat conduce la o divers tate de păreri referitoare la modul de co strucţie şi exploatare, grupare, de bază şi d corecţie, comandă şi reglare a rampelor d stropire. În principiu, o instalaţie de răci este reprezentată ca în figura 9 şi este alcătuit din una sau două secţii de răcire, fiecare secţi fiind compusă din grupe de bază şi grupe d

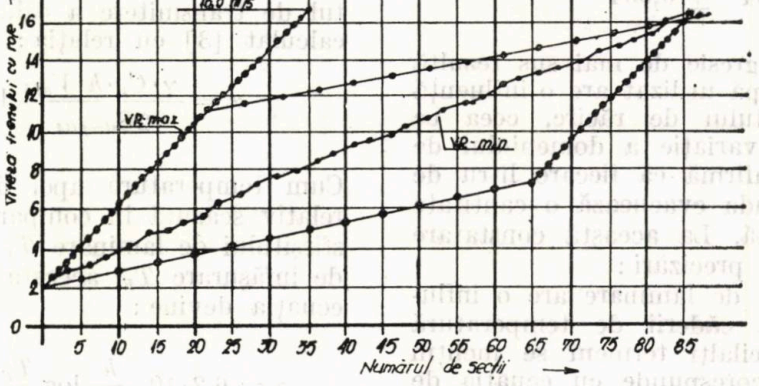


Fig. 7 Diagrama de răcire a unei benzi cu grosimea de 2 mm

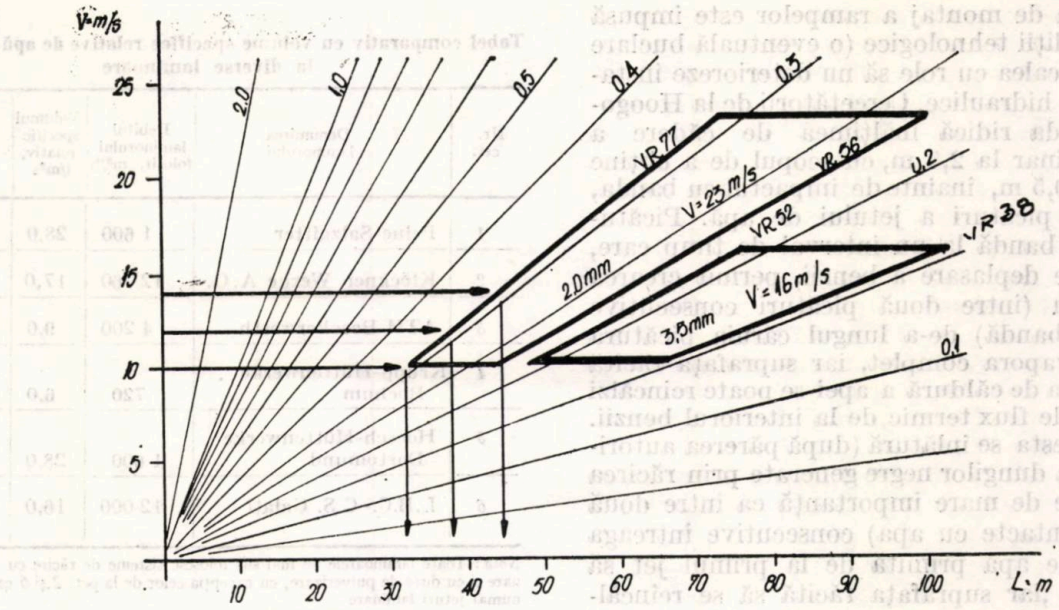


Fig. 8 Diagrama de răcire a unei benzi cu grosime constantă, cu viteze de deplasare şi răcire variabile

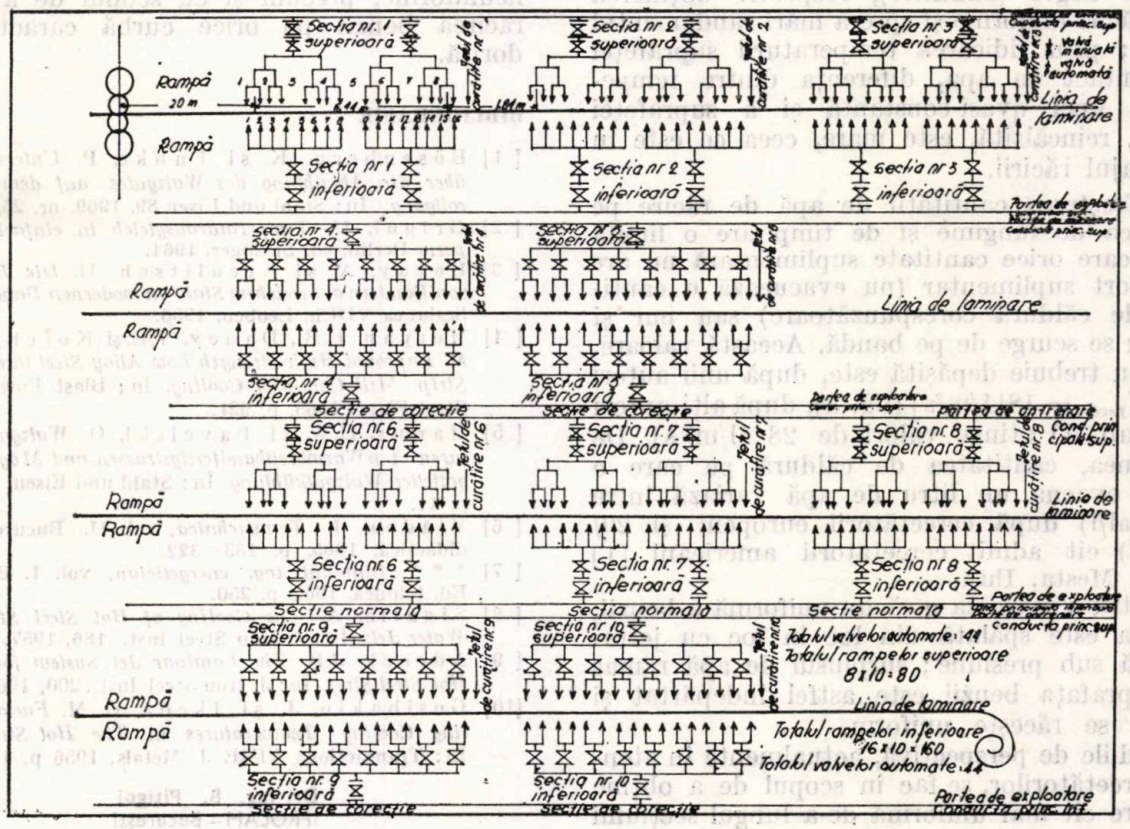


Fig. 9 Schema de principiu — complexă — a unei instalaţii de răcire

corecţie, superioare şi inferioare. Fiecare grupă conţine un număr variabil de colectoare (2—8), iar fiecare colector, un număr determinat de sifoane aşezate de o parte şi de alta a colectorului. Numărul de sifoane este determinat de lăţimea benzii, de diametrul sifonului (rezultat la rîndul său din condiţiile de curgere laminară la presiune joasă şi debit constant precalculat). Amplasarea sifoanelor pe colector şi pe colectoarele succesive se face în eşicher, în dorinţa de a răci cît mai uniform, pe toată secţiunea benzii, spre a evita pe cît posibil apariţia dungilor negre superficiale şi de profunzime.

Înălţimea de montaj a rampelor este impusă atît de condiţii tehnologice (o eventuală buclare a benzii pe calea cu role să nu deterioreze instalaţia), cît şi hidraulice. Cercetătorii de la Hoogovens—Olanda ridică înălţimea de cădere a jetului laminar la 2,5 m, cu scopul de a obţine pe ultimii 0,5 m, înainte de impactul cu banda, ruperea în picături a jetului de apă. Picăturile cad pe bandă la un interval de timp care, la viteza de deplasare a benzii, permit crearea unui spaţiu (între două picături consecutive căzute pe bandă) de-a lungul căruia picătura se poate evapora complet, iar suprafaţa răcită prin cedarea de căldură a apei se poate reîncălzi prin apel de flux termic de la interiorul benzii. În felul acesta se înlătură (după părerea autorilor) apariţia dungilor negre generate prin răcirea benzii. Este de mare importanţă ca între două stropiri (contacte cu apa) consecutive întreaga cantitate de apă primită de la primul jet să se evapore ,iar suprafaţa răcită să se reîncălzească cu căldura primită din interior, şi aceasta pentru două motive: spre a evita benzile negre (amintite), respectiv obţinerea unei răciri uniforme şi spre a mări randamentul răcirii; prin ridicarea temperaturii suprafeţei de contact cu apa, diferenţa dintre temperatura apei qvasi-constantă şi a suprafeţei benzii, reîncălzită, este mare, ceea ce este în avantajul răcirii.

— Creşterea cantităţii de apă de răcire pe unitatea de lungime şi de timp are o limită peste care orice cantitate suplimentară nu are un aport suplimentar (nu evacuează o cantitate de căldură corespunzătoare) sau pur şi simplu se scurge de pe bandă. Această valoare, care nu trebuie depăşită este, după unii autori [1] $V'_{specif.} = 18[1/m^2s]$ (fig. 3), după alţi autori [5] (tab. 1) atinge valori de 28 [$1/m^2$ s]. De asemenea, cantitatea de căldură pe care o poate evacua un litru de apă variază între 10/(kcal/l) după cercetătorii europeni şi 20/(kcal/l) cît admit cercetătorii americani [1] (Sack, Mesta, Ihi).

Pentru a favoriza o răcire uniformă a benzii, aceasta este spălată din loc în loc cu jeturi de apă sub presiune; surplusul de apă rămas pe suprafaţa benzii este astfel îndepărtat şi banda se răceşte uniform.

Studiile de perspectivă, actualmente în atenţia cercetătorilor, se fac în scopul de a obţine o răcire cît mai uniformă de-a lungul secţiunii benzii, spre a evita apariţia unor structuri neuniforme, precum şi cu scopul de a obţine răcirea benzii pe orice curbă caracteristică dorită.

Tabelul 1

Tabel comparativ cu volume specifice relative de apă, utilizate la diverse laminoare

Nr. crt.	Denumirea laminorului	Debitul laminorului folosit, m^3/h	Volumul specific relativ, l/m^3s	Lăţimea benzii, mm
1	Peine-Salzgitter	1 600	28,0	2 030
2	Klöckner Werke A.G.	12 760	17,0	2 300
3	ATH-Beeckerwerth	4 200	9,0	2 235
4	Krupp-Hüttenwerke Bochum	720	6,0	1 600
5	Hoesch-Hüttenwerke Dortomund	1 600	28,0	1 725
6	L.B.C.- C.S. Galaţi	12 000	16,0	1 700

Notă: Toate laminoarele de mai sus folosesc sisteme de răcire cu jeturi laminare şi cu duze de pulverizare, cu excepţia celor de la pct. *2* şi *6* care utilizează numai jeturi laminare

BIBLIOGRAFIE

[1] Bösenberg, K. şi Funke, P. *Untersuchungen über die Abkühlung des Walzgutes auf dem Auslaufrollgang.* În: Stahl und Eisen 89, 1969, nr. 26, p. 1445.

[2] Grigul, U. *Temperaturausgleich in einfachen Körpern.* Berlin, ed. Springer, 1964.

[3] Lovay, A. şi Kreulitsch, H. *Die Erzeugung von Bändern aus weichem Stahl an modernen Bandstrassen.* Sesiunea VDEh, Leoben, 1956.

[4] Morgan, E.R., Daney, T.E. şi Korchynsky, M. *Improved High Strength Low Alloy Steel through Hot Strip Mill Controled Cooling.* În: Blast Furnace and Steel Plant, 1965, p. 921.

[5] Harms, H.W. şi Pavelski, O. *Walzguttemperaturen i nWarmbreitbandfertigstrassen und Möglichkeiten gezielter Walzgutkühlung.* În: Stahl und Eisen, 97, 1977, p. 11.

[6] Vlădea, I. *Termotehnica*, vol. II. Bucureşti, Ed. didactică, 1965, p. 183—322.

[7] * * * *Manualul ing. energetician*, vol. I. Bucureşti, Ed. tehnică, 1960, p. 250.

[8] Sigalla, A. *The Cooling of Hot Steel Strips with Water Jets.* În: J. Iron Steel Inst., 186, 1957, p. 90.

[9] Adcock, J.B. *The Laminar Jet System for Cooling Hot Steel Strip.* În: J. Iron Steel Inst., 200, 1962, p. 909.

[10] Gosibakin, J. şi Ikeda, G.M. *Factors Affecting Cooling Temperatures in The Hot Strip Mill.* În: Transactions AIME J. Metals, 1956 p. 1174.

Dr. ing. B. Piţigoi
IPROLAM—Bucureşti

Folosirea aliajelor de aluminiu sudate în construcţia navelor

CZ: 669.715:629.12

Aluminiul şi aliajele de aluminiu se caracterizează în primul rînd prin afinitate mare faţă de oxigen. În combinaţie cu oxigenul, aluminiul dă naştere oxidului de aluminiu care, avînd temperatura de fuziune ridicată, se îndepărtează greu cu mijloace chimice sau mecanice. Datorită acestui inconvenient, în momentul de faţă sudarea aluminiului cu arc electric cu electrod învelit constituie un procedeu de lucru în dispariţie, metodele de sudare utilizate fiind cele cu arc electric cu protecţia acestuia cu argon sau heliu. În tabelul 1 se prezintă o grupare a aliajelor de aluminiu, folosite în construcţiile sudate.

În ultimii ani au fost efectuate studii în legătură cu prescripţiile pentru proiectarea construcţiilor de aliaje de aluminiu indigene fabricate prin extrudare.

Cercetările se referă mai ales la ramura construcţiilor industriale. În tabelul 2 se arată indicaţiile date de aceste studii.

După aceleaşi studii rezistenţele admisibile pentru cordoanele sudate, executate pe profile extrudate, sînt cele arătate în tabelul 3.

În figura 1 se arată tehnologia de execuţie a unei bărci construite prin îmbinări sudate ale aliajului AlMg3.

Barca este prevăzută cu o osatură longitudinală numită chilă care se execută din tablă de 12 mm grosime şi o osatură transversală sau coastă din tablă de 3 mm grosime. Învelişul exterior şi flotoarele laterale sînt realizate tot din tablă de 3 mm.

Pentru execuţie se foloseşte un dispozitiv adecvat care asigură montarea şi manevrarea uşoară în timpul lucrului. Ordinea de execuţie a tablelor învelişului este arătată în figura 2.

Sudura se execută simetric de cîte un sudor pe fiecare parte. Înainte de sudare se face prinderea în puncte.

Etanşarea bărcii se verifică prin probe hidraulice. Toleranţele la lungime, lăţime şi înălţime sînt limitate la 5 mm, iar deformaţiile locale nu depăşesc 3 mm. Calitatea îmbinărilor sudate se verifică prin control cu raze X, în proporţie de 10% din lungimea cordoanelor sudate.

Cele mai bune rezultate din punct de vedere calitativ s-au obţinut la sudarea continuă a cordoanelor. La sudarea întreruptă apare pericolul de fisurare la locul de contact. Argonul folosit are puritatea 99,99%.

Primele construcţii din aliaje de aluminiu-magneziu sudate au fost realizate la Şantierul naval — Drobeta-Turnu Severin încă din 1962. S-au realizat diferite bărci pentru salvare sau serviciu cu care sînt echipate şalandele de 500 m³. Alte construcţii sudate din aliaje

Tabelul 1

Aliaje de aluminiu pentru construcţii sudate

Materialul de bază	Stadiul de prelucrare	Limita de curgere, daN/mm²	Rezistenţa la rupere, daN/mm²	Alungirea, %	Materialul de adaos	Rezistenţa la rupere a îmbin., daN/mm²
AlMn	moale pînă la tare	4—13	10—16	22—24	SAl 99,5 Ti SAlMn	10—12
AlMg Mn	moale	8	18	17	SAlMgMn	18
	1/2 tare	14	23	9	SAlMg 3	18
	tare	18	26	4	SAlMg 5	19
AlMg 3	moale	14	18	17	SAlMg 3	18
	1/2 tare	18	23	9	SAlMg 5	18
	tare	24	26	4		19
AlMg 5	moale	11	24	17		24
	1/2 tare	18	28	9	SAlMg 5	24
	tare	24	32	3		25
AlMgSi	moale	10	20	16	SAlMg 5	16—17WIG
	1/2 tare	18	28	12	SAlSi 5	16—19MIG
	tare	25	32	9		
AlZnMg	întărit la rece	23	32	12	SAlMg 5	28
	întărit la cald	28	36	10		

Tabelul 2

Nr. crt.	Construcţiile sau elementele de construcţii la care se folosesc	Marca aliajului recomandată	Observaţii
1	Elemente de construcţii puţin importante care nu se calculează sau la care eforturile unitare sînt mai mici decît $0{,}4\sigma a$ (σa corespunztoare mărcii 6061—T6)	Table, profile şi ţevi din 6063 Ts(0,1 %Cu ; 0,45 — 0,9 % Mg ; 0,2 — 0,6 % Si ; 0,1 % Mn ; 0,1 % Cr ; 1 % Ti)	Parapete, contravîntuiri secundare, elemente de legătură etc. Marcă rezistentă la coroziune
2	Elemente auxiliare sau elemente de construcţii supuse la încercări statice de mică importanţă	Table, profile şi ţevi din 6063—T6	Scheletul şarpantei pereţilor, contravîntuiri etc.
3	Elemente de construcţii importante ale construcţiilor cu deschideri mari, eventual supuse acţiunilor directe ale încercărilor dinamice şi vibratorii	Table şi profile, ţevi din 6061—T6 (0,15—0,4 % Cu ; 0,8—1,2 % Mg ; 0,4—0,8 % Si ; 0,15 % Mn ; 0,7 % Fe ; 0,15—0,35 % Cr ; 0,15 % Ti)	Principalele elemente ale şarpantelor (ferme, pene, structuri reticulare etc.). Stîlpi de susţinere, eşafodaje
4	Elemente de construcţii sudate, puternic solicitate, aflate în condiţii mai severe de coroziune decît la pct. *1*	5456—H.111 ; profile 5456—H.321 ; table 5083—H.111 ; profile 5083—H.321 ; table 5456 (0,1 % Cu ; 4,7—5,5 Mg ; 0,2 % Si ; 0,5—1 % Mn ; 0,2 % Fe ; 0,05—0,2 % Cr ; 0,2 % Ti) ; 5083 (0,1 % Cu ; 4,0—4,9 % Mg ; 0,4 % Si ; 0,3—1 % Mn ; 0,5 % Fe ; 0,05—0,25 % Cr ; 0,15 % Ti)	
5	Aliaje de înaltă rezistenţă, numai pentru construcţii speciale	Table, profile şi ţevi din 7075—T6	

Rezistenţele admisibile pentru cordoanele sudate *Tabelul 3*

Aliajul	6061—T6	6063—T6	6063—T5	5456—H.111	5083—H.111
La întindere, compresiune şi încovoiere, daN/mm²	7,5—0,5	4,5—5	8,5—9,5	9,5—10,5	8,5—9,5
La forfecare, daN/mm²	5—5,5	3—3,5	3—3,5	6,5—7	5,5—6,5

aluminiu-magneziu se referă la scările de bord, catarge şi ultimele două etaje superioare ale suprastructurii navelor, precum şi o şalupă rapidă cu aripi portante.

Pentru industria petrochimică s-au realizat buncăre de 4 100 mm diametru şi 22 m lungime, în întregime construcţie sudată din aliaje aluminiu-magneziu. Un asemenea produs se arată în figura 3.

Au fost realizate cercetări experimentale pe îmbinări sudate, caracteristice celor ce se folosesc la construcţia navelor. În tabelul 4

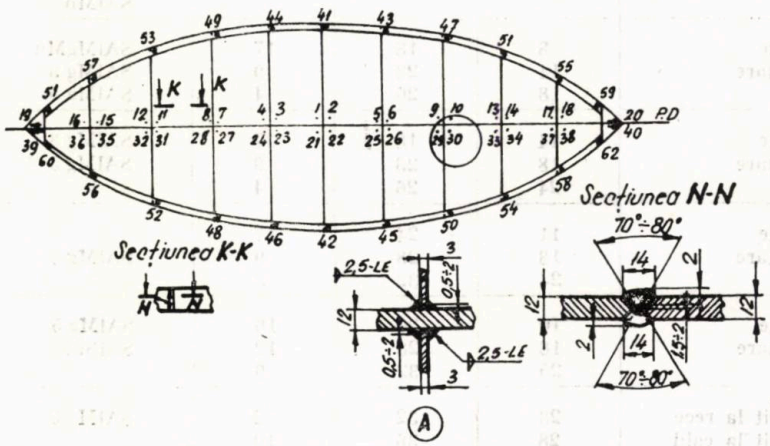


Fig. 1. Tehnologia de execuţie a unei bărci construite prin îmbinarea sudată a aliajului AlMg3

se arată caracteristicile mecanice obținute pentru îmbinările sudate ale aliajelor aluminiu-magneziu, AlMg3 după sudare și după solicitare la coroziune. Îmbinările sudate cap la cap au avut grosimi de 4,6 și 10 mm și s-au executat cu electrozi din aliajul AlMg 5. Soli-

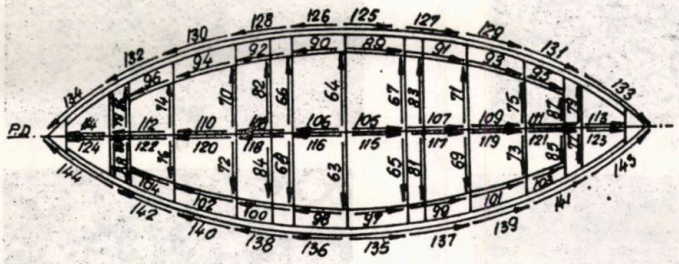


Fig. 2. Ordinea execuției tablelor pentru învelișul exterior

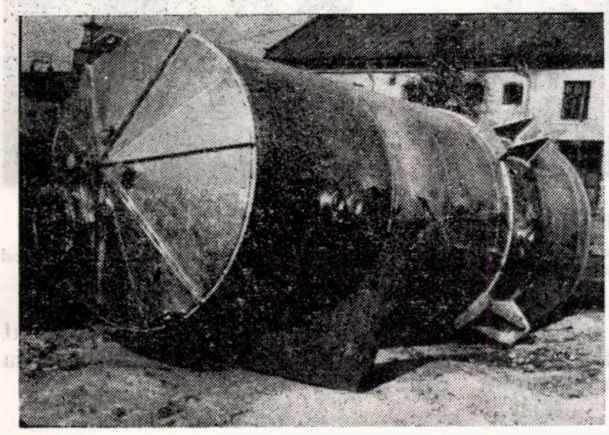


Fig. 3. Buncăr executat prin sudare din aliaje de aluminiu-magneziu

citarea la coroziune s-a realizat în trei variante : imersie în soluție de 3% clorură de sodiu, timp de 90 zile, imersie în mediu de bioxid de sulf, timp de 90 zile, sub tensiune ca și imersie în soluție de 3% clorură de sodiu sub tensiune, timp de 90 zile.

Solicitarea la coroziune sub tensiune s-a făcut prin citirea cuplului cu un aparat universal de măsurat tensiuni [2].

După cum se observă proprietățile mecanice nu sînt modificate la solicitarea de coroziune statică în apa cu sare și se diminuează la solicitări dinamice mai ales în ceea ce privește plasticitatea.

În figura 4, *a* se prezintă microstructura îmbinării sudate din probe de tablă cu grosime de 4 mm, la mărire 100 : 1. Atacul s-a făcut cu reactiv Heler.

Tabelul 4

Indicator	Table groase, 4 mm	Table groase, 6 mm	Table groase, 10 mm
a) După sudare			
Rezistență la rupere a îmbinărilor sudate, daN/mm²	20,8 cu rupere în m.b.	20,8 cu rupere în m.b.	20,6 cu rupere în m.b.
Unghiul de îndoire, °C	180	180	180
Alungire relativă, %	8	10	10
b) După imersie în soluție 3% NaCl 90 zile			
Rezistență la rupere, daN/mm²	20,5 m.b.	21 m.b.	20,5 m.b.
Alungire relativă, %	7,7	10	10
Îndoire, °C	180	180	180
c) După imersie sub tensiune în soluție 3% NaCl 90 zile			
Rezistența la rupere, daN/mm²	20 m.b.	21 m.b.	20,5 m.b.
Alungirea relativă, %	1,6	1,9	1,9
d) După imersie sub tensiune în SO_2 timp de 90 zile			
Alungire relativă	1,6	2,1	1,3
Rezistență la rupere, daN/mm²	18,5 m.b.	21 m.b.	20,3 m.b.

Se observă structura poliedrică a metalului de bază ca soluție solidă a magneziului în aluminiu și răspîndirea intensă a compusului AlMg3, în timp ce metalul depus, cu orientare dendritică, formează îmbinarea omogen și fără defecte.

Aceeași situație se observă și în microstructura îmbinărilor sudate din tabla cu grosime de 10 mm (fig. 4, *b*).

După solicitarea la coroziune prin imersie statică în soluție de clorură de sodiu nu se înregistrează efecte de coroziune nici în îmbinare, respectiv metalul depus (fig. 4, *c*), nici în marginea acesteia (fig. 4, *d*).

La solicitarea de coroziune sub tensiune, mai ales în situația bioxidului de sulf, apar efecte de coroziune care se concentrează în conturul neregulat al marginilor (fig. 4, *e*). Acestea încep să constituie focarul unor efecte de coroziune intercristalină sau să disloce materialul sub forma unor suprapuneri (fig. 4, *f*).

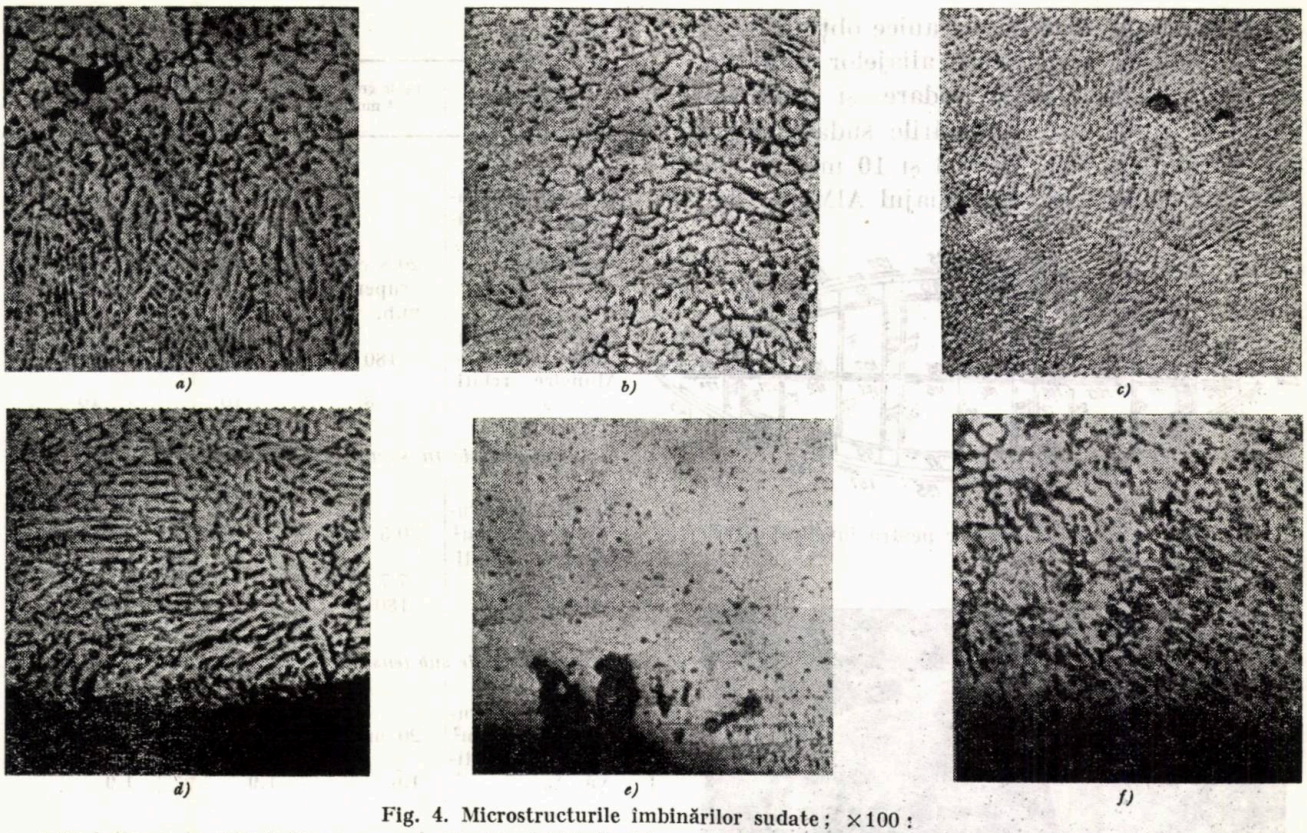


Fig. 4. Microstructurile îmbinărilor sudate; ×100:
a — tablă de 4 mm; *b* — tablă de 10 mm; *c* — microstructura îmbinării sudate; *d* — microstructura marginii îmbinării; *e* — efecte de coroziune în centrul marginilor; *f* — efecte de coroziune intercristalină

Concluzii

Realizările şi experienţa cîştigată de Şantierul naval — Drobeta-Turnu Severin pentru realizarea unor construcţii sudate şi rezultatele obţinute au creat condiţii pentru extinderea unor astfel de produse.

Cercetările efectuate demonstrează o înaltă rezistenţă a aliajelor AlMg3 şi a îmbinărilor lor la solicitările de coroziune prin imersie, similare cu cele întîlnite în funcţionarea navelor.

Avantajele folosirii aliajelor de aluminiu în construcţiile de nave sînt legate de reducerea greutăţii proprii a construcţiei, permit creşterea capacităţii de încărcare, au rezistenţă la coroziune foarte bună şi reduc înălţimea centrului de greutate cînd constituie suprastructuri, scări, bărci, catarge, ceea ce îmbunătăţeşte simţitor stabilitatea navei.

Această extindere este justificată în prezent şi prin asimilarea fabricaţiei în R.S. România a tablelor din astfel de aliaje.

BIBLIOGRAFIE

[1] Şontea, S. *Cercetarea factorilor de natură metalurgică şi tehnologică care influenţează sudarea aliajelor de aluminiu de înaltă rezistenţă de tip Al Zn Mg.* Teză de doctorat, 1969, Timişoara.

[2] Şontea, S. şi Criciotoiu, E. *Cercetări experimentale privind rezistenţa la coroziune sub tensiune a unor aliaje de aluminiu folosite în industria constructoare de maşini.* În: Metalurgia, nr. 11, 1975, p. 572.

Prof. dr. ing. S. Şontea
Universitatea din Craiova
şi
ing. L. Paulescu
Şantierul naval din Drobeta-Tr. Severin

Noile obiective „oțel" 1980—1990 ale C.E.E.

Noile obiective generale stabilite ca urmare a efectelor crizei siderurgice vor trebui să servească drept bază unui vast program de restructurare în siderurgia Comunității Europene.

Adaptarea capacităților de producție la cele de desfacere implică o reducere a primelor, ceea ce nu mai corespunde previziunilor stabilite în 1976, înainte de începutul crizei. În 1976 se conta pe un ritm de creștere anual de 3,7%, care ar fi trebuit să mărească consumul intern al C.E.E. de la 96 Mt în 1972 la 128 Mt în 1980. Estimările actuale, cu mult mai realiste, sînt de 108 Mt în 1980, 117 la 121,5 Mt (conjunctură slabă și înaltă) și nu vor atinge decît în 1990 estimările stabilite în 1976, cu o medie de 130 Mt pentru conjunctură slabă și 135 Mt pentru o conjunctură foarte bună.

(În: *Mines et Métallurgie, Franța, nr. 141, iul.aug.sept. 1978, p. 15*)

Recorduri ale siderurgiei japoneze

Combinatul Fukuyama al societății NKK a stabilit de curînd un nou record mondial de siguranță de 19 531 791 om-h. Acest record s-a înregistrat în perioada cuprinsă între 18 martie 1977 și 10 ianuarie 1978, depășind recordul precedent de 17 139 293 om-h, înregistrat la combinatul Gary al societății U.S. Steel.

La aceeași uzină, furnalul nr. 5 a înregistrat un consum de combustibil de 443 kg/t, depășind valoarea de 449 kg/t înregistrată în luna octombie 1977 la furnalul nr. 3. Cifra medie pentru uzina Fukuyama este de 457 kg/t. La baza acestor progrese se află divese tehnologii îmbunătățite, cum ar fi utilizarea unui blindaj mobil de tip NKK la gura furnalului și îmbunătățirea funcționării cu siliciu scăzut prin creșterea calității minereului aglomerat.

Premiul Mainichi Industrial Technology, finanțat de un ziar japonez bine cunoscut, a fost acordat societății NKK pentru sistemul de recoacere continuă NKK-CAL, sistem care include și răcirea rapidă cu apă.

Țevile PLP, acoperite cu material plastic printr-un procedeu pus la punct de societatea NKK, pot fi produse în prezent la diametre care ating 2 032 mm; această performanță a fost posibilă odată cu introducerea extrudării laterale a materialului plastic. Diametrul maxim precedent, care se putea obține, era de 660,4 mm.

(*În: Ironmaking and Steelmaking, Anglia, 1978, nr. 4, p. 7*)

Capacitatea de producție, producția, personalul și investițiile în siderurgia italiană

		1977	1978*	1979*
— Fontă:				
capacitatea de producție	(mii t)	17 200	17 200	17 400
producția	(mii t)	11 410	11 300	11 600
— Oțel:				
capacitatea de producție	(mii t)	34 000	34 800	35 800
producția	(mii t)	23 334	24 300	25 000
— Produse finite:				
capacitatea de producție	(mii t)	30 925	32 200	32 200
producția	(mii t)	19 961	19 900	20 500
— Personal	(unit.)	174 800	174 000	174 000
— Investiții	(mil. lire)	462 000	416 000	396 000

* estimativ

(În: *La metallurgia italiana, Italia, nr. 9, 1978, p. 379*)

Furnal de 8 mii tone pe zi la societatea Bethlehem

Societatea Bethlehem Steel va da în funcțiune un nou furnal, de 8 mii tone pe zi; acesta se află în curs de construcție de cîțiva ani, costul lui ridicîndu-se la 200 mil. $.

Noul furnal, legat de o nouă platformă și de utilajele de manipulare a minereurilor, date deja în funcțiune, va înlocui patru furnale vechi, avînd fiecare o capacitate de 2 000—2 400 tone pe zi; capacitatea totală de producție a fontei va rămîne astfel neschimbată. Avînd o capacitate de două ori mai mare decît cea mai mare instalație de elaborare din cadrul uzinei, furnalul nu va avea clopot la partea superioară și va fi alimentat pe bandă. Oalele care vor transporta fonta vor avea o capacitate corespunzătoare de 330 t fiecare.

Societatea speră să poată face economii substanțiale de energie prin darea în funcțiune a furnalului care va consuma mai puțin cocs pe tona de fontă produsă; acesta va ușura în același timp afinarea oțelului, prin elaborarea fontei cu conținut scăzut de siliciu. Cheltuielile de înlocuire a furnalelor vechi sînt impuse de măsurile de combatere a poluării.

Noul furnal de la societatea Bethlehem Steel se înscrie pe linia politicii tuturor producătorilor americani de oțel de a adopta progresele tehnologice. Datorită acestei politici, indicatorii de productivitate din S.U.A. sînt foarte apropiați de cei din Japonia și mai ridicați decît ai majorității celorlalți producători principali de oțel din lumea întreagă.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, 1978, nr. 6340, p. 40*)

Dezvoltări la societatea Northwestern Steel and Iron — S.U.A.

Societatea Northwestern Steel and Iron a anunțat că intenționează să cheltuiască 19 mil. dol. cu unele dezvoltări la uzina sa de la Sterling, Ill. Se prevede extinderea capacității celui de-al treilea cuptor electric pînă la 400 t și instalarea unui nou echipament de finisare la laminorul de bare de calitate comercială.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, 1978, nr. 6326, p. 40*)

În locul minereului de fier

În uzinele din R.D.G. se consumă anual peste 4 mil. t fier vechi în calitate de încărcătură de materie primă pentru 5—6 mil. t oțel elaborat. Cea mai mare cantitate de fier vechi este furnizată de industrie, construcții, agricultură, iar populația furnizează circa 15% din toată această cantitate.

(În: *Biuletyn Informacyjny, Polonia, nr. 9, 1978, p. 15*)

Nou procedeu de elaborare a oțelului la societatea Klöckner

Societatea Klöckner-Werke AG va cheltui 110—120 mil. DM în următorii ani la uzinele sale de la Georgsmarienhütte și Osnabrück; din acest total, 70 mil. DM vor fi folosite pentru transformarea oțelăriei Martin de la Georgsmarienhütte în vederea adaptării sale la procedeul KSE pus de curînd la punct. Procedeul KSE (procedeu Klöckner de topire în cuptor electric) a dat rezultate bune, din punct de vedere al costurilor și calității; rezultatele au fost obținute pe o instalație pilot de 35 mii tone, care funcționează din 1974/75. Celelalte 40—50 mil. DM destinate investițiilor vor fi folosite pentru extinderea producției de oțeluri și șine.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, 1978, nr. 6340*)

„Niocor", un nou oțel rezistent la coroziune

Firma braziliană de stat „Companha Siderurgica Nacional" a elaborat o nouă marcă de oțel rezistent la coroziune, posedînd proprietăți mecanice foarte bune. La fabricarea noului oțel „Niocor" se utilizează drept component de aliere niobiul, care se găsește în cantități suficiente în Brazilia. Noul oțel va înlocui oțelul „Corten" produs de firma braziliană, pe baza licenței firmei „United States Steel Corp.".

(În : *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6345, 1978, p. 40*)

O nouă instalație de turnare continuă construită de Harima Heavy Industries Co.Ltd.

Firma japoneză Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co. Ltd va construi pentru firma japoneză Kokko Steel Works o instalație de turnare continuă cu 3 fire, pentru țagle pătrate cu secțiunea de 130 mm × 130 mm, din oțel carbon și special. Instalația care trebuie să intre în funcțiune în luna mai 1979 prezintă o construcție compactă, la care distanța dintre fire a fost redusă pînă la 300—350 mm, în comparație cu cea de pînă acum care era de 1 100 pînă la 1 400 mm. Diferitele fire sînt acționate de un singur motor, iar fiecare fir este comandat separat. De asemenea, foarfecele hidraulic se află într-o cajă și fiecare semifabricat este tăiat separat. Instalația aceasta ocupă doar 1/3 pînă la 1/5 din suprafața ocupată de instalațiile de turnare continuă construite pînă în prezent, ceea ce face să se obțină economii și la cheltuielile de investiții.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 20, 1978, p. 1054*)

Avantajele tablei produse de Societatea Nippon Steel

Societățile Nippon Steel, NKK și alte societăți japoneze se află în strînsă competiție pentru comenzi de tablă groasă pentru industria care utilizează gaze la temperatură scăzută. Societatea Nippon Steel a înregistrat un patent pentru un tip de oțel cu un conținut de numai 5,5 % Ni (față de 9 % Ni, procent obișnuit pentru acest material), iar alte firme producătoare intenționează să pună la punct materiale competitive, fără să prejudicieze patentul societății Nippon Steel. Oțelul cu 9 % Ni utilizat în industria gazelor la temperatură scăzută are o grosime de 10—20 mm și costă între 400 și 600 mii Y/tonă.

(În : *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6345, 1978, p. 41*)

Extragerea aluminiului din surse nebauxitice

Anunțul societăților Aluminium Pechiney și Alcan prin care se încheia prima etapă a programului lor de extragere a aluminei din surse nebauxitice ar putea deschide o nouă eră în obținerea aluminei și aluminului. Următoarea etapă are în vedere adaptarea unei instalații comerciale.

Așa-numitul „H-Plus Process" este destinat extragerii aluminei din surse ca argila, caolinul și șisturile carbonifere, care se găsesc din abundență în Europa și America de Nord. Pînă în prezent, industria aluminiului din aceste regiuni se baza pe rezervele mari de bauxită din Jamaica, Guyana și Australia.

Cele două societăți au hotărît să construiască în anul 1979 o instalație pilot la l'Estaque, pentru testarea procedeului pus la punct de societatea Aluminium Pechiney. Încercările de pe această instalație au furnizat nu numai date asupra echipamentului necesar pentru prelucrarea industrială a materiei prime, dar au condus și la obținerea aluminiului pe baza acestui nou tip de alumină. Odată cu încheierea primei etape, instalația pilot a fost scoasă din funcțiune. Cele două societăți intenționează să construiască o instalație mai mare de ordinul a 50—100 mii tone pe an pentru determinarea tipului de materie primă ce va fi folosită în final. Pînă în luna iunie 1979, societățile vor cheltui 278 mil. Fr (60 mil. dol.) pentru acest proiect.

Procedeul H-Plus necesită de două sau trei ori mai multă energie decît procedeul clasic Bayer, deși această cifră este redusă dacă se ține seamă de energia indirect consumată în procedeul Bayer.

Prin utilizarea de la instalațiile de spălare, procedeul H-Plus poate conduce la recuperarea energiei termice reziduale, care în prezent se pierde. În concluzie, luînd în considerare toate costurile de materii prime (inclusiv de energie), costurile procedeului Bayer sînt de două sau trei ori mai ridicate decît cele ale procedeului H-Plus.

(În : *Metal Bulletin, Anglia, 1978, nr. 6346, p. 24*)

REVISTA REVISTELOR

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 9, 1978

Fabricarea paharelor din sticlă de cuarț netransparentă pentru mașinile de turnare continuă a țaglelor, p. 6 — *Pahare de zirconiu-grafit pentru mașinile de turnare continuă a țaglelor*, p. 9 — *Dozatoare din ceramică de cuarț pentru turnarea metalului pe MTCT*, p. 13— *Pahare din magneziu-zirconiu pentru oalele intermediare de la MTCT*, p. 16 — *Fabricarea paharelor din forsterit și comportarea lor în serviciu la turnarea oțelului pe MTCT*, p. 19 — *Productivitatea muncii în industria refractarelor*, p. 26 — *Determinarea conductibilității termice a materialelor refractare prin metoda sîrmei încălzite*, p. 30 — *Determinarea densității aparente la piesele refractare mari cu ajutorul metodei cu radioizotopi*, p. 33 — *Rezistența la metal a refractarelor pentru închizătoarele cu clapete de la oalele de turnare a oțelului*, p. 36 — *Structura pieselor de periclazocromit din oxid de magneziu după serviciul în cuptorul tandem*, p. 40 — *Modificările conductibilității electrice a pieselor din bioxid de zirconiu sub influența curenților de gaze*, p. 45 — *Afinarea refractarelor din zirconiu la temperaturi mari*, p. 47 — *Ceramică cu termostabilitate mare pe bază de sticlă de cuarț și produse silico-organice*, p. 52 — *Influența adaosurilor aglutinante asupra proprietăților produselor de șamotă*, p. 55 — *Tendințele producției de refractare în siderurgia engleză*, p. 59.

Ogneouporî, U.R.S.S., nr. 10, 1978

Pahare turnate pentru elaborarea oțelului, p. 3 — *Aprecierea activității serviciului de reparații din întreprinderi*, p. 9 — *Prepararea caolinului secundar de Hovoseliik*, p. 16 — *Utilizarea excavatorului pășitor la încărcarea sterilului în transportul auto*, p. 21 — *Sistemul de răcire a căptușelii convertizoarelor*, p. 29 — *Influența adaosurilor minerale la zgure asupra agresivității acestora în funcție de căptușeala oalelor pentru turnarea oțelului*, p. 35 — *Influența unor adaosuri de oxizi asupra coacerii refractarelor din casiterit*, p. 40 — *Executarea prin presare a produselor din corindon de o formă complexă*, p. 45 — *Cercetarea influenței peptizatorilor asupra suspensiilor argiloase și șamoto-argiloase*, p. 49 — *Cinetica curgerii zgurelor pe materialele refractare din sistemul CaO-MgO*, p. 55.

Stal, U.R.S.S., nr. 10, 1978

Incluziunile nemetalice și calitatea fontei de furnal, p. 882— *Schimbul de căldură în umplutura în vrac și rezistența ei hidraulică*, p. 887 — *Turnarea continuă la mașina radială a oțelului în țagle pentru fabricarea țevilor și profilelor*, p. 889 — *Incluziunile nemetalice în semifabricatele turnate pe mașinile de turnare continuă de tip orizontal*, p. 892 — *Ela-*

oorarea oțelului crom-nichel-molibden de calitate superioară în convertizorul cu oxigen, p. 895 — *Asimilarea oxigenului pe parcursul elaborării în cuptoarele tandem*, p. 897 — *Cercetarea deplasării echilibrului reacției de oxidare a carbonului la cristalizarea oțelului*, p. 899 — *Mărirea eficienței producției de oțel electric și îmbunătățirea calității lui*, p. 901 — *Afinarea adîncă a 75% ferosiliciu de aluminiu*, p. 904 — *Noi tipuri de tablă laminată*, p. 912 — *Lărgirea sortimentului și îmbunătățirea calității profilelor îndoite*, p. 915 — *Producția și mărirea calității profilelor periodice*, p. 919 — *Direcțiile de perfecționare a producției și a utilizării cilindrilor de laminare la rece*, p. 921 — *Finisarea laminatului*, p. 924 — *Mărirea eficienței producției și a calității țevilor*, p. 929 — *Perfecționarea producției de țevi deformate la rece*, p. 934 — *Mașini pentru îndreptarea țevilor nerotunde și cu pereți subțiri*, p. 936 — *Procedeele de înlăturare a defectelor de ondulare a sîrmelor*, p. 939 — *Perfecționarea tehnologiei de fabricație a metalului pentru transporturi*, p. 941 — *Mărirea calității profilelor îndoite prin ecruisare termică*, p. 945 — *Tratamentul termic al laminatului și eficiența utilizării lui*, p. 947 — *Influența gradului de dezoxidare și a conținutului de aluminiu asupra tendinței de îmbătrînire mecanică a oțelului cu conținut redus de carbon*, p. 950 — *Influența regimurilor de răcire rapidă asupra proprietăților și structurii benzii laminate*, p. 951 — *Perfecționarea organizării reparațiilor preventive planificate la laminoarele degrosisoare*, p. 955 — *Calculatoarele în metalurgie și analiza sistemelor*, p. 957 — *Realizarea normelor proiectate de consum pentru combustibil la cuptoarele de încălzire*, p. 961 — *Alcătuirea istoricului siderurgiei U.R.S.S.*, p. 964.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 10, 1978

Mărirea siguranței în concasarea, sortarea și răcirea aglomeratului, p. 33 — *Mărirea calității fontei de afinare*, p. 35 — *Rafinarea fontelor cu conținut redus de mangan în convertizorul pregătit cu zgură*, p. 37 — *Utilizarea energiei cîmpului magnetic pentru dezagregarea căptușelii cuptoarelor*, p. 39 — *Utilizarea pragurilor false combinate*, p. 40 — *Calibrarea profilelor U la laminorul 300*, p. 42 — *Precizia profilelor din oțeluri speciale*, p. 43 — *Eficiența utilizării emulsiei KOS-1 la trefilare*, p. 46.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 22, 1978

Tehnologia elaborării fontei și oțelului în anii 1975—2005. Referat asupra unui studiu întocmit de Hamersley Iron Pty. Ltd. (Australia), p. 1119 — *Considerații teoretice asupra executării jgheaburilor la furnale și rezultatul funcționării lor*, p. 1127 — *Raportul între conținuturile de C, Mn și O_2 în topituri la procesul de insuflare cu oxigen*, p. 1133 — *Utilizarea dozelor electrochimice de măsurare a oxigenului pentru determinarea conținutului de carbon în topiturile de oțel, în convertizoarele LD*, p. 1138 — *Influența capacității de deformare a oțelurilor aliate la deformarea la cald, prin temperatură și viteză de deformare*, p. 1146 — *Cojirea cu randament maxim, o cale economică nouă de fabricare a barelor de oțel rotunde*, p. 1150 — *Sisteme de antrenare ca părți componente integrale ale instalațiilor de producție*, p. 1157 — *Noutăți în fabricația șinelor de poduri rulante după DIN 15087*, p. 1164 — *Controlul temperaturii la sudarea unui oțel refractar Cr-Mo-Ni-V cu 0,18% C și 0,92% Cr*, p. 1167 — *Influența conținuturilor diferite de mangan asupra proprietăților oțelurilor rapide S 6—5—2*, p. 1169.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 24, 1978

Dezvoltarea tehnică a instalațiilor din siderurgie în ultimele decade, p. 1267; Brichetarea reziduurilor dezincate din industria fontei și oțelului, p. 1277 — *Utilizarea varului dolomitic în cuptoare electrice cu arc*, p. 1281 — *Simularea solicitării acționărilor ținînd seamă de reglări*, p. 1287 — *Dezvoltarea construcțiilor de poduri rulante pentru siderurgie*, p. 1293.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 11, 1978

Un sistem de aparate pentru analiza liniară semiautomată a obiectelor microscopice, p. 397 — *Capacitatea și tensiunile de deformare pentru deformarea la cald a oțelurilor înalt aliate la deformarea primară, în comparație cu deformarea secundară*, p. 400 — *Influența stabilității austenitei și condițiilor de deformare asupra necesarului de forță și de muncă la laminarea la rece a oțelurilor metastabile Cr-Ni*, p. 404 — *Calcularea temperaturii și convexității termice a cilindrilor la rece în stare staționară de lucru*, p. 408 — *Calcularea încălzirii plăcilor sau cilindrilor prin radiație după ecuația momentelor*, p. 412 — *Cercetări tehnologice asupra tăierii profilelor deschise cu viteze mari*, p. 417 — *Influența structurii de călire asupra proprietăților mecanice ale oțelurilor de îmbunătățire*, p. 421 — *Rezistența termică a oțelului X22CrMo(W)V12.1 la temperaturi între 500 și 600°C*, p. 424 — *Temperaturi limită pentru utilizarea oțelurilor feritoperlitice pentru țevi*, p. 428.

Hutnik, Polonia, nr. 11, 1978

Calcularea pierderilor de căldură ale metalului în oală, p. 441 — *Bilanțul energetic al laminorului reversibil tip cuarto*, p. 446 — *Temperatura echipamentului presei de perforare în cursul exploatării*, p. 451 — *Estimarea ductilității oțelurilor de matrițe la epruvete de reziliență*, p. 456 — *Indicatori de emisie a oxizilor de azot de la procesele metalurgice de înaltă temperatură*, p. 460 — *Cantitatea și calitatea particulelor de praf inspirate care se degajă la locurile de muncă de la furnale și oțelărie*, p. 466 — *Tratamentul oțelului lichid în afara cuptorului cu gaze inerte*, p. 470 — *Segregarea compoziției chimice în faglele din oțel 23 GHNMA*, p. 473 — *Influența modificării parametrilor de funcționare a rețelelor de alimentare asupra proprietăților flăcării la arzătoarele cu păcură-gaz*, p. 485.

Wiadomosci Hutnicze, Polonia, nr. 10, 1978

Furnale de mare capacitate, p. 333 — *Analizor termoelectric pentru determinarea conținutului de siliciu PAT—02*, p. 338 — *Noi tipuri de cilindri pentru laminoarele la rece și la cald*, p. 343 — *Echipamente sovietice pentru laminoare la rece*, p. 348 — *Determinarea gradului de transformare $\gamma \rightarrow \alpha$ în oțelurile de tip 18—8*, p. 350 — *Pierderile de cupru în zgură*, p. 354 — *Cîteva brevete poloneze din domeniul siderurgiei*, p. 357.

Revue de Métallurgie, Franța, nr. 8—9, 1978

Exploatarea bauxitei și contextul său economic în 1978, p. 485 — *Noua oțelărie de la Société Normande de Métallurgie, din Mondeville*, p. 491 — *Statistică multidimensională privind datele morfologice în metalurgie; cazul aglomeratelor de minereu de fier*, p. 503 — *Comportarea la oboseală programată a diferitelor tipuri de îmbinări sudate cap la cap din oțel E 355. Studiu experimental și teoretic*, p. 513 — *Proprietățile îmbinărilor obținute prin sudare sub flux*, p.527

Aciers spéciaux, Franța, nr. 43, sept. 1978

Evoluția sculelor aşchietoare, a oțelurilor rapide și a metalelor dure, p. 3 — *Oțeluri speciale pentru centrale nucleare — Oțelurile maraging și oțeluri de înalte performanțe sudabile în tehnologia avansată.*

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 6, 1978

Convenția anuală AISE 1978 — Lista lucrărilor, p. 20 — *Proiectul uzinei Ogishima a companiei NKK — Construcția și funcționarea*, p. 25 — *Controlul gazului de proces — decarburarea argon-oxigen*, p. 31 — *Controlul zgomotului tehnologic în industria oțelului*, p. 36 — *Uniformizarea tensiunii — conceptul de acționare a întregului sistem electric*, p. 43 — *O nouă cale de acces la căptușelile cuvei furnalului*, p. 47 — *Fibre de alumină utilizată la placarea căptușelilor refractare*, p. 54 — *Oțelăria Q-BOP a companiei Republic Steel și-a început funcționarea*, p. 59 — *Obținerea unui consum redus de combustibil prin îmbunătățirea eficienței cazanului*, p. 63 — *Compania Morgan introduce o a treia variantă a procedeului de răcire controlată Stelmor*, p. 67 — *Conferința AISE 1978 referitoare la laminoare*, p. 78.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 7, 1978

Convenția anuală AISE 1978 — Programul provizoriu, p. 15 — *Proiectarea cleștilor de macara ai cuptoarelor adînci*, p. 25 — *Uzina Oregon-Uninovator în industria oțelului*, p. 29 — *Utilizarea păcurii nr. 6 în cuptoarele adînci cu aprindere prin partea superioară*, p. 34 — *Sisteme de diode cu baleaj automat la*

laminoare, p. 43 — *Economisirea unei unități Btu echivalează cu trei unități Btu cîștigate*, p. 51 — *Fabricarea oțelului de înaltă rezistență pe o instalație de turnare a sleburilor utilizînd o oală de 350 t, la uzinele Taranto*, p. 53 — *Un rezumat AISI — Poate oțelul american să concureze?* p. 58 — *Oțelul galvanizat pe o singură parte obținut la compania Armco*, p. 63 — *Conducte turnate prin metoda centrifugă, pentru supercisterne*, p. 65 — *Compania Alliance Machine se ocupă de sistemele de emisie de la fabricarea cocsului*, p. 66 — *Noul oțel de construcții de la uzinele Kawasaki*, p. 69 — *Procedeul de granulare reduce costul pentru produsele de încărcare*, p. 71 — *Cristalizatorul cu lățime variabilă utilizat la turnarea continuă la compania Nippon Steel*, p. 75 — *Elementele de bază statistice 1968—1977.*

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 8, 1978

O nouă generație de laminoare de bare la uzinele din sudul Statelor Unite, p. 25 — *Utilizarea zgurei de la elaborarea oțelului*, p. 29 — *Un nou laminor de țevi sudate elicoidal cu diametru exterior de 100 in, la uzina Fukuyama*, p. 31 — *Precipitarea electrostatică a gazelor arse de la instalația de flamare*, p. 38 — *Minilaminor de benzi pentru profile sudate*, p. 41 — *Durata de funcționare a unui motor*, p. 48 — *Neajunsurile, concepția și instalarea unui echipament de recuperare cu stivuitor pentru cărbune și minereu, echipament prevăzut cu lagăr articulat*, p. 54 — *Date asupra situației mondiale a oțelului în anul 1978*, p. 61 — *Convenția anuală AISE în anul 1978 — proiect de program*, p. 63 — *Convenția anuală AISE în anul 1978 — rezumate ale comunicărilor ce vor fi prezentate*, p. 67 — *Societatea Korf pune la punct sistemul de răcire pentru pereții cuptorului cu arc*, p. 73 — *Societatea Morgan construiește laminorul ultrarapid de bare pentru societatea Raritan River Steel*, p. 75 — *Proiectarea canalelor lungi pentru apa purtătoare de tunder*, p. 77 — *Contribuția echipamentului de rectificare cu control computerizat la combaterea poluării și reducerea consumului de energie*, p. 79 — *Materiale refractare cu armătură din fibre*, p. 81.

Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 5, 1978

Cinetica fazei inițiale rapide a reducerii MnO din zgurele de silicați prin carbonul din fonta topită, p. 191 — *Model matematic de elaborare a oțelului inoxidabil: partea I — Amestecuri argon-oxigen și argon-oxigen-abur*, p. 198 — *Model matematic de elaborare a oțelului inoxidabil: partea a II-a — Aplicarea sa la șarjele AOD*, p. 207 — *Utilizarea zgurelor cu conținut de SiO_2 la retopirea electrică sub zgură*, p. 211 — *Aspecte operaționale ale comenzii prin calculator a unui cuptor electric cu arc*, p. 217 — *Sisteme electrice de antrenare și comandă prin calculator*, p. 224.

CIT, Franța, nr. 9, 1978

Aspecte termice ale utilizării produselor refractare dense la grătarele cauperelor, p. 1519 — *Încercări și rezultate obținute cu grătare pe bază de magnezie la caupere*, p. 1529 — *Proprietățile termice și rentabilitatea grătarelor de magnezie la caupere*, p. 1543 — *Creșterea randamentului caloric al cauperelor, rezultat al utilizării grătarelor de magnezie*, p. 1549 — *Fisurări și coșuri. Aplicarea mecanicii de rupere la cilindrii de laminor*, p. 1561 — *Optimizarea mașinilor de turnare a lingourilor din fontă*, p. 1595 — *Evaluarea tenacității pe baza încercărilor mecanice simple*, p. 1639 — *Caracterizarea tenacității materialelor în condiții de tensiune plană cu ajutorul curbelor R*, p. 1657.

Bollettino Tecnico Finsider, Italia, nr. 375—376, 1978

Fabricarea și caracteristicile benzilor înguste din oțel pentru emailare, p. 245 — *Un nou model de simulare pentru laminoare tandem la rece*, p. 257 — *Un nou oțel magnetic Fe—3% Si de înaltă permeabilitate*, p. 263 — *Experiențe privind punerea în funcțiune a unei instalații de degazare pentru oale de oțel de 350 t*, p. 268.

La metallurgia italiana, Italia, nr. 9, 1978

Diagrama stării Cu Al Co, p. 353 — *Caracteristicile mecanice și structurale ale bronzurilor de aluminiu cu cobalt*, p. 362 — *Realizarea unor freze turnate din oțel rapid hipercarburat, obținut din fier vechi*, p. 369.

Revue de l'Aluminium, Franța, nr.476, aug.—sept.—oct. 1978

Noua adaptare a ofertei la cerere, p. 369 — *Industria aluminiului în Africa de Sud*, p. 380 — *Comerțul exterior austriac de semifabricate din aluminiu*, p. 386 — *Evoluția industriei automobilului în Europa. Ce loc va ocupa aluminiul?* p. 397 — *Aluminiul în vehiculele utilitare*, p. 401 — *Performanțe ale roților din aliaje de aluminiu*, p. 405 — *Sudarea în fabricarea diferitelor tipuri de containere, vagoneți și aparate de manipulare a produselor alimentare*, p. 415.

Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 477, oct. 1978

Conductori electrici din aluminiu. De ce? p. 421 — *Pechiney Ugine Kuhlmann — sectorul aluminiu*, p. 426 — *Transferurile de tehnologie de la Cegedur Pechiney*, p. 459 — *Aluminiu pentru ambalarea lactatelor*, p. 463.

Giesserei, R.F.G., nr. 20, sept. 1978

Al 45-lea Congres de turnătorie din Budapesta, p. 527 — *Industria de turnătorie din Ungaria*, p. 529 — *Evitarea degenerării grafitului în piese cu pereți groși din fontă cu grafit nodular*, p. 535 — *Fabricarea și proprietățile pieselor din aliaje de titan*, p. 540 — *Dezvoltări de la sablare la automatizarea completă*, p. 549 — *Sinteză bibliografică anuală asupra materialelor de formare*, p. 561.

Giesserei, R.F.G., nr. 21, oct. 1978

Stadiul tehnicii și criteriile dezvoltării materialelor de formare în R.F.G., p. 571 — *Amestecătoare rapide pentru materiale de formare cu întărire la rece*, p. 579 — *Protecția împotriva accidentelor la transportoarele cu bandă*, p. 584 — *Sinteză bibliografică anuală asupra materialelor de formare*, p. 588 — *Sinteză bibliografică anuală asupra procedeelor și instalațiilor de curățare*, p. 594.

Giesserei, R.F.G., nr. 22, oct. 1978

Piese din oțel turnate pentru frîne cu discuri și cuplunguri pentru vehicule cu șine, p. 608 — *Piese turnate din oțel pentru construcții navale*, p. 611 — *Piese turnate din oțel pentru autovehicule și aeronautică*, p. 614 — *Stadiul analizei termice în turnătorii*, p. 615 — *Sinteză bibliografică anuală asupra turnării aliajelor ușoare în nisip și în cochile*, p. 621.

Fonderie, Franța, nr. 382, oct. 1978

Automatizarea numerică a agregatului de topire la o turnătorie echipată cu cuptoare cu creuzet și inducție, p. 269 — *Recuperarea căldurii din apele de răcire de la cuptoarele cu inducție pentru încălzirea atelierelor la turnătoriile de metale feroase și neferoase*, p. 275 — *Componenți de Fe și Mn în aliajele Al-Si 9 Cu 3, turnate sub presiune*, p. 281.

Fonderie, Franța, nr. 383, noiembrie 1978

Rășini furanice pentru priză la rece, p. 299 — *Concrețiuni ale cuptoarelor de inducție cu canal*, p. 311 — *Utilizarea unui cuptor industrial cu microunde pentru operația de evacuare a cerii*, p. 321 — *Arderea aliajelor A—57 G: identificarea micrografică*, p. 325.

La Fonderia Italiana, Italia, nr. 10, 1978

Realizarea de freze turnate din oțe rapid hipercarburat pe bază de fier vechi p. 301 — *Parametrii caracteristici ai lingotierei*, p. 310 — *Controlul calității la piesele turnate — punctul de vedere al beneficiarului*, p. 317 — *Studiu privind diferitele rășini utilizate în pregătirea amestecurilor pentru miezuri și influența lor asupra caracteristicilor de rupere la cald ale țevilor turnate din cupru de înaltă conductivitate, utilizate la cubilouri*, p. 322.

Przeglad Odlewnictwa, Polonia, nr. 10, 1978

Un nou procedeu de determinare a emisiunilor de gaze și a produselor de descompunere termică a amestecurilor de miezuri, p. 233 — *Influența temperaturii tratamentului termic al fontei albe asupra proprietăților ei mecanice*, p. 236.

COMBINATUL DE OȚELURI SPECIALE

TÎRGOVIȘTE

Sos. Găiești nr. 12
Jud. Dîmbovița
Telefon: 14041

Produce și livrează în țară și peste hotare:

PROFILE LAMINATE

din
- oțeluri carbon de calitate
- oțeluri aliate pentru construcții de mașini
- oțeluri pentru rulmenți
- oțeluri pentru arcuri
- oțeluri carbon de scule
- oțeluri aliate de scule

în următoarea gamă dimensională :

PROFIL
- ROTUND (16 ... 80 mm)
- PĂTRAT (16 ... 70 mm)
- HEXAGONAL (16 ... 70 mm)
- LAT (5 ... 25 mm) x (40 ... 130 mm)

BARE SI BLOCURI FORJATE

din oțeluri de scule :

BARE
- ROTUNDE (30 ... 150 mm)
- PĂTRATE (30 ... 150 mm)
- LATE (30 ... 200 mm)

($\frac{a}{b} \leq 4$; $a \times b \leq 225\ cm^2$)

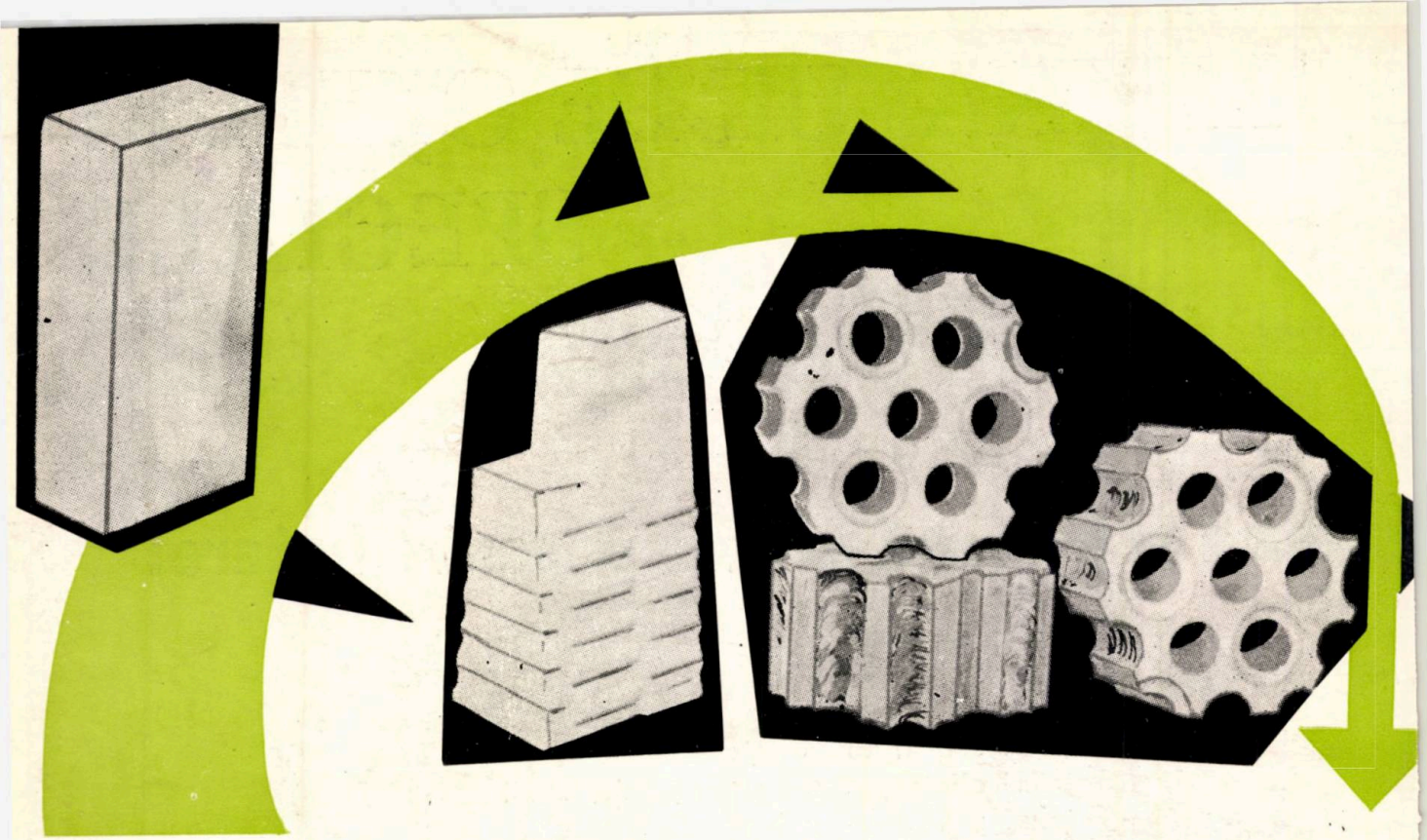
BLOCURI (150 ... 400 mm)

TABLE SI BENZI ELECTROTEHNICE LAMINATE LA RECE

din oțel silicios :

cu grăunți orientați
- 0,28 mm x (700...850 mm) x (50...850 mm)
- 0,30 mm x (700...900 mm) x (50...900 mm)
- 0,35 mm x (700...900 mm) x (50...900 mm)

cu grăunți neorientați
- 0,50 mm x (650...1 200 mm) x (50...1 200 mm)
- 0,65 mm x (650...1 200 mm) x (50...1 200 mm)



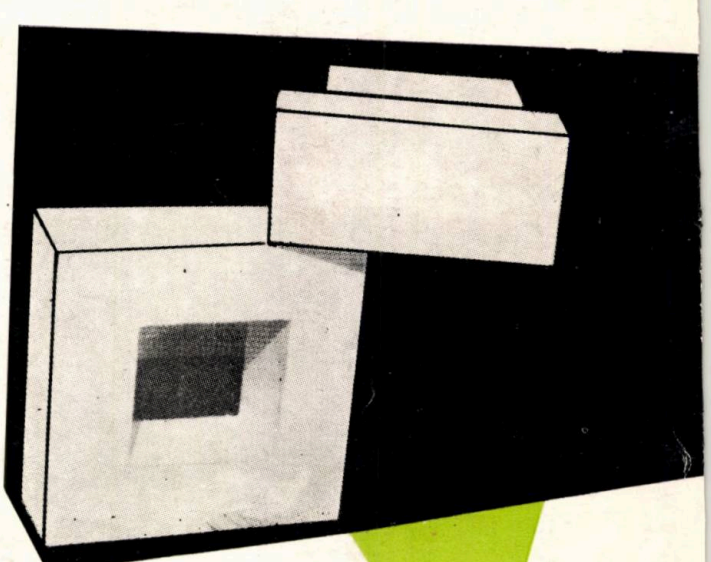
CENTRALA INDUSTRIALA PENTRU PRODUSE REFRACTARE

BRAȘOV

Telefon 23966-23967. Telex 012.307

Str. Carierei Nr. 127 Brașov.

19/9 MAI 3 1



Intr. de produse refractare **ALBA-IULIA**
Intr. de produse refractare **„REFRACTAR" ALEȘD**
Intr. de produse refractare **„9 MAI" TURDA**
Intr. de produse refractare **„RĂSĂRITUL" BRAȘOV**
Intr. **„CARBOCHIM" CLUJ-NAPOCA**
Fca. de produse refractare **„PLEAȘA" PLOIEȘTI**
Fca. de produse refractare **„VULTURUL" COMARNIC**
Fca. de produse refractare **„UNIREA" TG. JIU**
Fca. de produse refractare **BARU MARE**
Fca. de șamotă **AZUGA**

execută

Produse refractare silica, silico-aluminoase, produse termoizolante, șamote refractare aluminoase și superaluminoase, betoane rezistente la foc, betoane refractare și superrefractare, plăci termoizolante, prafuri termogene și termoizolante, prafuri exoterme, pietre de polizor, abrazivi pe suport, electrozi siderurgici și c[illegible]

3280

REFERATIVA

METALURGIA

4

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXXI • NR. 4 • APRILIE 1979

C P C D M

Centrala de prelucrarea şi colectarea deşeurilor metalice Bucureşti

Str. Theodor Aman n
telefon 13.88.29

colectează şi prelucrează deşeurile metalice feroase şi neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50 % din materia primă.

● Prin mărunţirea, brichetarea şi presarea strunjiturilor, deşeurilor de sîrmă şi de tablă, de către organizaţiile socialiste care predau curent cantităţi de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile şi se reduce preţul de cost pe tona de metal

● Sortînd şi predînd separat unităţilor C.P.C.D.M.—Bucureşti sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oţel rapid şi aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oţelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

● Pentru deşeurile de oţel vechi aliat şi fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unităţile C.P.C.D.M.—Bucureşti achită pentru fiecare procent de element de aliere conţinut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 ,,
1% molibden	=	750 ,,
1% cobalt	=	1 120 ,,
1% wolfram	=	1 200 ,,

● Prin strîngerea, sortarea, depozitarea şi predarea deşeurilor metalice pe sortimente după compoziţia chimică şi forma fizică, conform STAS 6058/66 şi 3017/68, încă de la locul de apariţie, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — Bucureşti, prelucrînd deşeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice şi pirotehnice, dublează greutatea volumetrică şi reduce timpul de încărcare în cuptoare.

ĂRILE NOASTRE COMPLEXE ÎN DOMENIUL
NĂTORIEI CUPRIND:

clul complet de proiectare pentru :
chipament tehnologic și instalațiile de desprăfuire;
ocumentația de construcție ;
nstalațiile energetice și de ventilație.
semenea :
vrările de echipamente complete pentru secțiile de turnă-
;
ontarea completă a mașinilor, echipamentelor și instala-
sau asistența tehnică la lucrările de montaj ;
egătirea personalului beneficiarului ;
istență tehnică completă în perioada de garanție și după
nție ;
cererea clientului se execută toate lucrările de construcții-
taj, inclusiv construirea halelor de producție și a altor
ii care intră în componența turnătoriei.

centrozap

MAȘINI ȘI UTILAJE DE TURNĂTORIE

- uscătoare cu strat fluidizat pentru amestecurile de formare;
- aeratoare, ciururi și separatoare;
- amestecătoare pentru amestecuri de formare și de miezuri;
- mașini de formare prin presare cu vibrare și mașini de formare cu jet de amestec;
- cubilouri cu vînt cald și rece;
- grătare de dezbatere prin șocuri;
- mașini de sablare și hidrosablare;
- instalații de manipulare și transport pneumatic;
- aparataj de laborator;
- linii de turnare cu amestecuri de formare lichide și friabile cu autoîntărire;
- regenerarea maselor bentonitice;
- regenerarea amestecurilor furanice.

Întreprinderea de Comerț Exterior
CENTROZAP
40 — 036 Katowice, Ligonia 7, Polonia
C.P. 825; Telefon 513 — 401; Telex 0312 — 416
Adresa telegrafică: Centrozap — Katowice

licom

COMBINATUL SIDERURGIC GALAȚ

1979 JUL 20

produce și livrează:

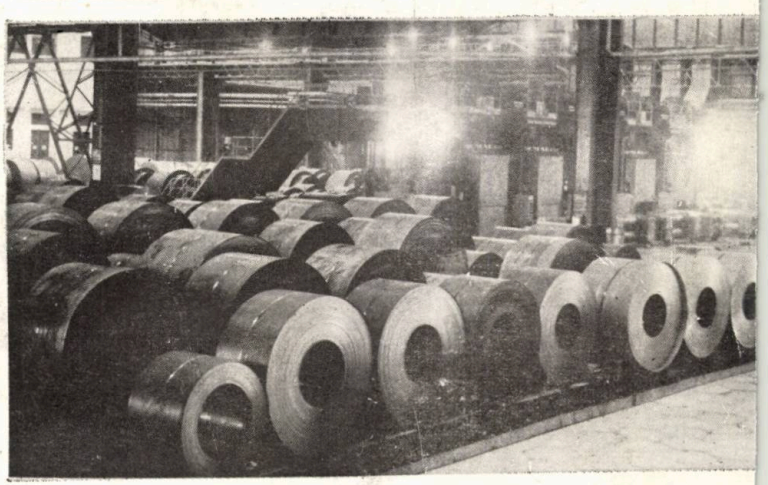
Produse laminate din oțel

— Table groase și mijlocii:

din oțeluri calmate, semicalmate, necalmate, slab aliate și aliate conform normelor românești și străine; pentru construcții mecanice, metalice, navale, de mașini, de cazane și recipiente sub presiune etc.

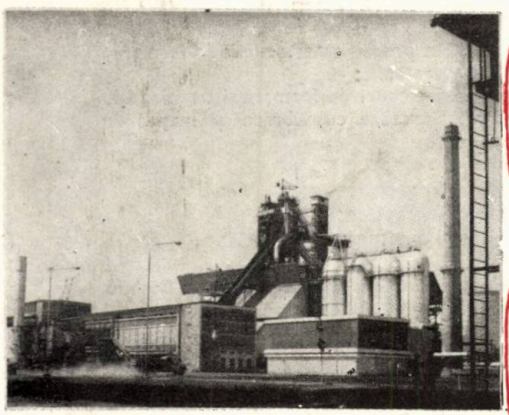
— Benzi și table laminate la rece:

neacoperite și zincate conform normelor românești și străine, pentru construcții metalice, țevi sudate, profile îndoite, aparataj electric, caroserii, articole de uz casnic etc.



Produse chimice

— Sulfat feros heptahidratat
— Sulfat de amoniu
— Gudron de huilă
— Benzen brut de huilă
— Smoală de cocserie



Pentru informații detaliate asupra produselor noastre adresați-vă la:

COMBINATUL SIDERURGIC — GALAȚI
DIRECȚIA COMERCIALĂ
Șoseaua Smîrdan nr. 1
6200 Galați
Telefon (930) 30438

METALURGIA

Anul 31 Nr. 4 aprilie 1979

CUPRINS

Pilly, N. : **Influența modificării cantității relative de zgură asupra consumului specific de cocs** 157

Ilca, I. : **Contribuții la creșterea nivelului calitativ al produselor laminate la cald** 162

Dragomir, C., Hanganu, Maria și *Țuclea, D.* : **Cercetarea rezistenței mecanice și a structurii mineralogice în timpul hidratării și arderii unor betoane refractare pe bază de ciment spinelic ALICEM — M (D2x)** 167

Mazilu, E. și *Scorțea, Cristina* : **Considerații cu privire la evaluarea caracteristicilor de fluaj ale produselor din oțeluri termorezistente** 172

Trușculescu, M. și *Mitelea, I.* : **Cercetări asupra rezistenței la oboseală a oțelurilor criogenice 10 Ni 35 și 12 Ni 90** 176

Ehrlich, D., Luca, V. și *Bot, D.* : **Influența regimului de lucru la matrițarea lichidă și a tratamentelor termice asupra microstructurii și proprietăților unor aliaje neferoase** 182

Fiterău, Victoria : **Influența proporției de austenită reziduală asupra proprietăților oțelurilor pentru rulmenți** 186

Florian, E. și *Marin, M.* : **Termodinamica și cinetica formării carburilor și carbonitrurilor la cementarea cu carbon și azot** 191

Munteanu, A., Popa, A. și *Ciobanu, I.* : **Unele observații privind influența structurii în benzi asupra carburării** 195

Drăgulănescu, I., Abraham, B. și *Țigănuș, V.* : **Măsurarea cîmpului magnetic la saturație și determinarea factorului $4\pi\sigma$, metodă modernă de control al calității aliajelor dure sinterizate** 199

Șontea, S. : **Utilizarea pulberilor metalice din metale neferoase în procese tehnologice moderne de turnare** 203

DIN ISTORICUL METALURGIEI

Chindler, N. și *Lazăr, I.* : **Începuturile producției de fontă în împrejurimile Hunedoarei (I)** 205

DOCUMENTARE

COLEGIUL DE REDACȚIE

LAURENȚIE SOFRONI-*președinte*, CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, ALEXANDRU CIOROGAR, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, SUZANA GĂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, ȘTEFAN RĂDVAN, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export—Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 13.09.25. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01.B.N. — R.S.R. — filiala sector 7 — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi : lei 150 anual ; tarif pentru abonamente individuale : 48 lei anual. Costul unui exemplar : lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.T. nr. 137/8459/1978"

I.P.I. c. 1078

42 406

CONTENTS

DC : 669.162.16 : 339.44

Pilly, N : **The influence of slag relative quantity modification on coke ratio**

Starting from an analytical calculation diagram based on the relations $L_S = f(I_B, [Si])$, $L_{Mn} = f(I_B, [Si])$ and $K_0 = f(Gn)$, typical for blast furnace operation conditions, the author determines the coke ratio which is modified by relative slag quantity.

Metalurgia 31 (1979) nr, 4, p. 157–161

DC : 669.1 : 621.77 : 658.562

Ilca, I. : **Contributions to the increase of hot rolled product quality.**

The research undertaken by the author points out the possibility of quick determination of quality characteristics which result from rolling.

Thus the author worked out equations with the help of which the value of resistance and deformability characteristics may be estimated, without any laboratory analysis and mechanical tests being necessary, but taking into account the chemical composition of steel in the laddle.

The method suggested by the author leads to an easier operation in rolling mills, in programming and quality control services, as well as in steels mills.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 162–166

DC : 669.974.2 : 539.42

Dragomir, C., Hanganu, Maria and *Ţuclea, D.* : **Research on the mechanical resistance and on mineralogic structure during hydration and burning of refractory concrete based on ALICEM–M (D_{2x}) spinel concrete**

The paper deals with the evolution of mineralogic compounds and of compression mechanical resistance of certain types of concrete based on ALICEM D_{2x} spinel refractory concrete.

The evolution of mineralogic compounds has been established on the basis of Roentgen analysis within 70–1500°C temperature range.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4 p. 167–171

DC : 669.14.018.45 : 539.434

Maziliu, E. and *Scorţea, Cristina* : **Considerations on the estimation of creep characteristics of heat resistant steel products**

The behaviour of steel products submitted to high temperatures and pressures is determined by the lifelong technical resistance level of steel.

The paper presents certain aspects related to the application of statistical calculation to the lifelong technical resistance estimation of heat-resistant steel products on the basis of existing extrapolation methods.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 172–175

DC : 669–14.018.41 : 539.431

Truşculescu, M. and *Mitelea, I.* : **Researches on the fatigue resistance of 10 Ni 35 and 12 Ni 90 cryogenic steels**

The trials have shown that, although the purity degree of 35% Ni alloyed steel is lower as compared to that of 12 Ni 90 steel, fatigue resistance is not reduced.

By using quenching and high temperature, a wider utilization range is obtained, even at lower operation temperatures.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 176–181

DC : 669.2./8

Ehrlich, D., Luca, V. and *Bot, D.* : **The influence of hot die forming practice and the influence of heat treatments on the microstructure and characteristics of certain non-ferrous alloys.**

The authors present the results of several attempts with a view to obtaining non-ferrous alloy parts with high mechanical and physical properties by means of die forming process of the hot metal, followed by heat treatment.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 182–185

DC : 669.14.018.29.3 : 539.4/.5

Fiterău, Victoria : **The influence of residual austenite ratio on ball bearing steel properties**

Residual austenite in ball bearing steels has a great influence on their mechanical, physical and chemical properties.

The present paper studies the relation between mechanical properties and the ratio of residual austenite in RUL 1 and RUL 2 domestic steels.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 186–190

DC : 621.785.51.062.5

Florian, E. and *Marin, M.* : **Thermodynamics and kinetics of carbide and carbonitride formation during carbon and nitrogen cementing**

The paper presents the thermodynamic conditions of compounds formation (carbides, carbonitrides) during low temperature carburization and carbonitriding; the authors also analyse the mathematical models for the study of the kynetics of cementing in the superficial layer.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 191–194

DC : 66.046.562

Munteanu, A., Popa, A. and *Ciobanu, I.* : **Certain remarks concerning the influence of banding on carburization**

The authors deal with the way of removing the banding by means of primary traditional heat treatments (normalization, annealing, isothermal annealing and improvement) and with the influence of the homogeneity of the structure obtained by these heat treatments on the carburization of alloy hypoeutectoid steels (13 CN 35).

Metalurgia 31. (1979), nr. 4, p. 195–198

DC : 658.562

Drăgulănescu, I., Abraham, B. and *Ţigănuş, V.* : **Measurements of the magnetic field at saturation point and the determination of $4\pi\sigma$ – a modern control method of hard sintered alloy quality**

The paper presents one of the latest industrial methods of controlling the brittleness degree and the hard sintered alloy quality; this method is based on magnetic measurements at the saturation point.

The authors describe the working method, the equipment, the measurements made of several hard sintered alloy grades.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 199–202

DC : 621.762 : 621.74

Şontea, S. : **The use of non-ferous powders in molten casting technological processes**

The paper presents the experimental results obtained during the casting process of castings with or without exothermal mixture based on aluminium and magnesium powders.

By using exothermal mixtures, considerable metal savings have been obtained and casting density has been improved.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 203–204

DC : 669.1(498)

Chindler, A. and *Lazăr, I.* : **The beginning of cast iron manufacture in the Hunedoara area**

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 205–207

INHALT

DK : 669.162.16 : 339.44

Pilly, N. : **Einfluss der relativen Veränderung der Schlakkenmenge auf den spezifischen Koksverbrauch**

Mit Hilfe einer analytischen Berechnungsschema des Hochofensatzes, auf Grund der Gleichungen $L = f(I_B, [Si])$, $L_{Mn} = f(I_B, [Si])$, und $K_0 = f(G_n)$, spezifisch für den Hochofenbetrieb, wird die Änderung des Koksverbrauches mit der Schlackenmenge geändert.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 157–161

DK : 669.1 : 621.77 : 658.562

Ilca, I. : **Beiträge zur Qualitätserhöhung der Warmwalzer zeugnisse**

Durch die Untersuchung wurde die Möglichkeit einer wirksamen Festlegung der Qualitätseigenschaften von Warmwalzerzeugnissen hervorgehoben.

Es wurden Gleichungen aufgestellt mit deren Hilfe die Widerstands-bzw. Verformbarkeitseigenschaften abgestimmt werden, nur auf Grund der chemischen Zusammensetzung.

Die vorgeschlagene Methode erleichtert die Arbeit in den Walzwerksabteilungen und bei der Qualitätskontrolle.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 162–166

DJ : 669.974.2 : 539.42

Dragomir, C. : *Hanganu, Maria* und *Ţuclea, D.* : **Untersuchung des mechanischen Widerstandes und des mineralogischen Gefüges während der Hydratation und der Verbrennung einiger feuerfesten Betone auf Spinellzementbasis ALICEM, D_{2x}**

In der Arbeit wird die Entwicklung der mineralogischen Bestandteile, des mechanischen Druckwiderstandes einiger Betontypen auf Spinellzementbasis ALICEM D_{2x} wiedergegeben.

Die Entwicklung der mineralogischen Bestandteile wurde durch Röntgenanalyse, im Temperaturbereich 70 — 1 500°C festgelegt.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 167–171

DK : 669.14.018.45 : 539.434

Mazilu, E. und *Scorţea, Cristina,* : **Betrachtungen im Zusammenhang mit der Schätzung der Fliesseigenschaften der wärmeleitwiderständigen Stähle**

Das Verhalten der an hohen Temperaturen und Drücken beanspruchten Stahlerzeugnisse, wird durch die technische Dauerfestigkeit des Stahles bestimmt.

Die Arbeit analysiert einige Aspekte im Zusammenhang mit der Anwendung der statistischen Berechungsmethode bei der Auswertung der technischen Dauerfestigkeit der Erzeugnisse aus wärmeleitwiderständigen Stähle durch Extrapolationsverfahren.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 172–175

DK : 669–14.018.41 :539.431

Truşculescu, M. und *Mitelea, I.* : **Untersuchungen über die Ermüdungsgrenze der Kaltzähstähle 10 Ni 35 und 12 Ni 90**

Aus den durchgeführten Untersuchungen geht hervor dass obwohl der Reinheitsgrad des mit 3,5% Ni legierten Stahles niedriger ist, im Vergleich zum Stahl 12 Ni 90, ist die Ermüdungsgrenze nicht niedriger.

Durch die Anlasshärtung erweitert sich der Anwendungsbereich der Stähle auch bei niedrigen Temperaturen.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 176–181

DK : 669.2/.8

Ehrlich, D., Luca, V. und *Bot, D.* : **Einfluss der Betriebsweise beim Gesenkschmieden des Flüssigmetalls und bei der Wärmebehandlung auf das Mikrogefüge und den Eigenschaften einiger NE-Metalle**

In der Arbeit werden die Untersuchungsergebnisse angeführt über die Herstellung von Teilen aus NE-Metallen mit höheren physischmechanischen Eigenschaften durch das Gesenkschmieden des Flüssigmetalls gefolgt von der Wärmebehandlung.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 182–185

DK : 669.14.018.29.3 : 539.4/.5

Fiterău, Victoria : **Einfluss des Restaustenits auf die Eigenschaften der Kugellagerstähle**

Das in den Kugellagerstählen enthaltene Restaustenit beeinflusst die mechanischen, physischen und chemischen Eigenschaften dieser Stähle.

In der Arbeit wird die Übereinstimmung zwischen die mechanischen Eigenschaften und das Verhältniss an Restaustenit in den Stählen Rul 1 und Rul 2, studiert.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 186–690

DK : 621.785.51.062.5

Florian, E. und *Marin, M.* : **Die Thermodynamik und Kinetik der Bildung von Karabide und Karbonitride beim Zementieren mit Kohlenstoff und Stickstoff**

In der Arbeit werden die thermodynamischen Bedingungen für die Bildung der Verbindungen (Karbide und Karbonitride) beim Karburieren und Karbonitrieren, angegeben. Zugleich werden mathematische Modelle analysiert für das Studium der Gaseinsatzhärtung in der Oberflächenschicht.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 191–194

DK : 66.046.562

Munteanu, A., Popa, A. und *Ciobanu, I.* : **Einige Bemerkungen über den Einfluss der Zeilenstruktur für die Karburierung.**

Die Arbeit analysiert die Art in der die Zeilenstruktur durch klassische Wärmebehandlungstechnologien (Normalglühen, isothermisches Glühen und Vergütung) beseitigt wird und den Einfluss der durch die Wärmebehandlungen erhaltenen Gefügehomogenität auf die Karburierung der untereutektoiden Stähle (13 CN 35).

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 195–198

DK : 658.562

Drăgulănescu, I., Abraham, B. und *Ţigănuş, V.* : **Die Bemessung des magnetischen Sättingungsfeldes und die Bestimmung des 4 πσ Faktors, eine moderne Methode für die Bestimmung der Qualität von gesinterten Hartlegierungen**

Es wird eine der modernsten Methoden für die Qualitätskontrolle angeführt für die Bestimmung der Bruchneigung von gesinterten Hartlegierungen mit Hilfe des magnetischen Sättigungsfelds.

In der Arbeit werden die Arbeitsweise, die Geräte und die durchgeführten Messungen angeführt.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 199–202

DK : 621.762 : 621.74

Şontea, S. : **Anwendung der Metallpulver aus NE-Metallen in modernen Giessverfahren**

Es werden die beim Giessen einiger Teile, mit und ohne exothermische Gemische auf Aluminium-bzw. Magnesiumpulverbasis, erhaltenen Resultate angegegeben.

Durch die Anwendung der exothermischen Gemische wurde Metall erspart und die Dichte der Gussteile verbessert

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 203–204

DK : 669.1(498)

Chindler, N. und *Lazăr, I.* : **Zum Beginn der Gusseisenproduktion in der Umgebung Hunedoara**

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 205–207

SOMMAIRE

CD : 669.162.16 : 339.44

Pilly, N. : **Influence de la modification de la qualité rélative de laitier sur la consommation spécifique de coke**

A l'aide d'un schéma de calcul analytique pour la charge basé sur les rélations $L = f(I_B, [Si])$, $L_{Mn} = f(I_B [Si])$, spécifiques pour les conditions d'exploitation d'un haut fourneau, on détermine, dans le cadre d'un exemple d'application, la modification de la consommation spécifique du coke avec la quantité rélative de laitier.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 157–161

CD : 669.1 : 621.77 : 658.562

Ilca, I. : **Contributions à l'amélioration du niveau de qualité des produits laminés à chaud**

A l'aide de recherches, on a mis en évidence la possibilité d'établir par voie opérative les caractéristiques de qualité obtenues par laminage. Ainsi, on a établi des équation à l'aide desquelles on estime la valeur des caractéristiques de résistance et de plasticité, sans qu'il soit nécessaires les analyses de laboratoire et les essais mécaniques, en connaissant seulement la composition chimique de l'acier dans la poche.

La méthode proposée contribue à l'allégement du travail aux services de laminage, de programmation et de contrôle qualitatif, ainsi que dans les aciéries.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 162–166

CD : 669.974.2 : 539.42

Dragomir, C., Hanganu, Maria et *Ţuclea, D.* : **Recherches sur la résistance mécanique et la structure minéralogique pendant la hydratation et la cuisson des bétons réfractaires à base de ciment spinellique**

L'oeuvre porte sur l'évolution des constituants minéralogiques et de la résistance mécanique à la compression des certains types de béton à base de ciment réfractaire spinellique ALICEM D_{2x}. L'évolution des constituants minéralogiques a été établie par analyse roentgenographique, dans l'intervalle de températures de 70 à 1500 C.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 167–171

CD : 669.14.018.45 : 539.434

Mazilu, E. et *Scorţea, Cristina* : **Considérations concernant l'évolution des caractéristiques de fluage pour les produits en aciers thermorésistants**

Le comportement des produits en aciers sollicités à hautes températures et pressions est déterminé par le niveau de la résistance technique de durée de l'acier.

On présente quelques aspects liés à l'application du calcul statistique pour l'évaluation de la résistance technique de durée des produits en aciers thermorésistants, en employant les méthodes d'extrapolation existentes.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 172–175

CD : 669–14.018.41 : 539.431

Truşculescu, M. et *Mitelea, I* : **Recherches sur la résistance à la fatigue des aciers cryogènique 10 Ni 35 et 12 Ni 90**

Bien que le degrée de pureté de l'acier à 3,5 % Ni est plus bas, par comparaison à celui de l'acier 12 Ni 90, à l'aide des essais on montre que sa résistance à la fatigue ne s'en trouve pas diminué.

Par l'application du traitement thermique de trempe et de haut revenu, on peut élargir le domaine de l'utilisation de ces aciers, même à des températures d'exploitation plus basses.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 176–181

CD : 669.2/.8

Ehrlich, D., Luca, V. et *Boţ, D.* : **Influence du régime de travail de l'estampage liquide et des traitements thermiques sur la microstructure et les propriétés des certains alliages non-ferreux**

L'oeuvre présente les résultats des essais concernant l'obtention des pièces en alliages non-ferreux à propriétés physiques et mécaniques supérieures, par le procédé d'estampage du métal liquide, suivi d'un traitement thermique.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 182–185

CD : 669.14.018.29.3 : 539.4/.5

Fiterău, Victoria : **L'influence de la proportion d'austénite résiduelle sur les propriétés des aciers à roulements**

L'austénite résiduelle dans les aciers à roulements a une grande influence sur leurs propriétés mécaniques, physiques et chimiques. L'oeuvre étudie la concordance entre les propriétés mécaniques et la proportion d'austénite résiduelle dans les aciers de fabrication indigène RUL 1 et RUL 2.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 186–190

DC : 621.785.51.062.5

Florian, E. et *Marin, M.* : **Thermodynamique et cinétique de la formation des carbures et carbonitrures pendant la cémentation par carbone et par l'azote**

L'eouvre présente les conditions thermodynamiques de la formation des composés (carbures, carbonitrures) pendant la carburation à basse température. De même, on analyse les modèles mathématiques employés à l'étude de la cinétique de cémentation en couche superficielle.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 191–194

CD : 66.046.562

Munteanu, A., Popa, A. et *Ciobanu, I.* : **Quelques observations concernant l'influence de la structure à bandes sur la carburation**

L'oeuvre suit la possibilité de réaliser l'élimination de la structure à bandes par les opérations de traitement thermique primaire classiques (normalisation, recuit isotherme, améliorant), ainsi que l'incidence de l'homogénéité de la structure obtenue par ces traitements thermiques sur la carburation des aciers hypoeutectoïdes alliés (13 CN 35).

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 195–198

CD : 658 : 562

Drăgulănescu, I., Abraham, B. et *Ţigănuş, V.* : **Mesurage du champ magnétique à la saturation et détermination du facteur $4\pi\sigma$, une méthode moderne de contrôle de la qualité des alliages durs sintérisés**

On présente une des plus modernes méthodes de contrôle industriel du degrée de fragilité et de la qualité des alliages durs sintérisés, basés sur les mesurages magnétiques à la saturation.

Dans l'oeuvre on expose la méthode de travail et l'équipement utilisés, les détermination effectuées sur plusieurs assortiments d'alliages durs sintérisés.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 199–202

CD : 621.762 : 621.74

Şontea, S. : **L'utilisation des poudres métalliques des métaux non-ferreux dans les processus tehnologiques modernes de moulage**

L'oeuvre présente les résultats obtenus par voie expérimentale pour le moulage de pièces avec ou sans mélanges exothermes à base de poudre d'aluminium et de magnésium. Par l'emploi des mélanges exothermes on a obtenu des économies substantielles de métal et une amélioration de la densité des pièces.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 203–204

CD : 669.1(489)

Chindler, N. et *Lazăr, I.* : **Nouvelles contributions concernant les origines de la production de la fonte aux alentours de Hunedoara**

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 205–207

СОДЕРЖАНИЕ

ДК : 669.162.16 : 339.44

Пилли Н.: **Влияние изменения относительного количества шлака на удельный расход кокса**

С помощью схемы аналитического расчета загрузки основанной на отношениях $L_s = f(I, в [Si])$, $L_{Mn} = f(I_B, [Si])$, и $K_o = f(G_n)$, специфических для условий эксплуатации доменной печи, определяется на примере применения изменение удельного расхода кокса с относительным количеством шкала.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 157–161

ДК : 669.1 : 621.77 : 658.562

Илка, И.: **Касательно увеличения качественного уровня горячекатаных изделий**

Исследование выявляет возможность оперативного установления качественных характеристик при прокатке.

Так, были составлены уравнения с помощью которых оценивается величина характеристик прочности и пластичности, без того чтобы были необходимы лабораторные анализы и механические испытания, зная только химический состав стали в ковше.

Предложеный метод способствует улучшению работы в прокатных цехах, программных отделов и качественного контроля, а также и в сталеплавильных цехах.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 162–166

ДК : 669.974.2 : 539. 42

Драгомир, К., Хангану, Мария и Цукля, Д.: **Исследования механической прочности и минералогической структуры во время гидратации и горения некоторых огнеупорных бетонов на основе шпинелидного цемента ALICEM-M D_{2x}**

Статья охватывает эволюцию минералогических компонентов и механической прочности на сжатие некоторых видов бетонов на основе шпинделидного огнеупорного цемента ALICEM D_{2x}.

Эволюция минералогических компонентов была установлена рентгенографическим анализом в температурных промежутках между 70—1500°С.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 167–171

ДК : 669.14.018.45 : 539.434

Мавилу, Е. и Скорця, Кристина: **Соображения, касающиеся оценки характеристик ползучести изделий из термостойких сталей**

Поведение изделий из стали, испытанных при температурах и высоких давлений, определено на уровне продолжительной технической прочности стали.

В работе представлены соображения, связанные с использованием статистического расчета при оценке технологической прочности из термостойких сталей на основе методов экстраполяции.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 172–175

ДК : 669–14.018–41 :539.431

Трушкулеску, М. и Мителя, И.: **Исследования, касающиеся предела усталости криогенных сталей 10 Ni35 и 12 Ni 90**

Проведенные испытания доказали, что степень чистоты легированной стали с 3,5% Ni уменьшена по сравнению со сталью 12 Ni 90; предел усталости не определяется.

При термообработке закалкой и высоким отпуском расширяется область применения стали даже и при более низких температурах эксплуатации.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 176–181

ДК : 669.2/.8

Эрлих,Д., Лука, В. и Бот,Д.: **Влияние рабочего режима при жидкой штамповке и термообработок на микроструктуру и свойства некоторых цветных сплавов**

В работе представлены результаты некоторых испытаний, касающиеся получения некоторых изделий из цветных сплавов с высокими физико-механическими свойствами, методом штамповки жидкого металла, с последующей термообработкой.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 182–185

ДК : 669.14.018.29.3 : 539.4/.5

Фитерэу, Виктория: **Влияние пропорции остаточного аустенита над свойствами стали для подшипников**

Остаточный аустенит в подшипниковой стали имеет очень важное влияние на их механические, физические и химические свойства.

В настоящей работе изучается соответствие между механическими свойствами и пропорцией остаточного аустенита в сталях туземного производства Rul 1 и Rul 2.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 186–297

ДК : 621.785.41.062.5

Флорьян, Е. и Марин, М.: **Термодинамика и кинетика образования карбидов и карбонитридов при цементации с углеродом и азотом**

В работе представлены термодинамические условия образования соединений (карбидов и карбонитридов) при обуглероживании и нитроцементации при низкой температуре — а также анализированы математические модели для изучения кинетики цементации в поверхностном слое.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 191–194

ДК : 66.046.562

Мунтяну, А., Попа, А. и Чёбану, И.: **Некоторые замечания, касающиеся влияния полосчатой структуры на науглероживание**

Работа исследует способ которым можно удалить полосчатую структуру классическими операциями первичной термообработки (нормализация, отжиг, изотерма и улучшение), а также и влияние однородности полученной структуры этими термообработками на науглероживание легированных доэвтектоидных сталей (13 CN 35).

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 195–198

ДК : 658.562

Дрэгулэнеску, И., Абрахам, Б. и Цигэнуш, В.: **Измерение магнитного поля при насыщении и определение фактора 4Пσ, современный метод контроля качества твердых синтеризируемых сплавов**

Представлен один из самых современных методов промышленного контроля степени хрупкости и качества синтеризируемых твердых сплавов, основываясь на магнитных измерениях насыщяемости.

В работе изложен способ работы, аппаратура, измерения и определения проведенные на нескольких сортиментах синтетизируемых твердых сплавов.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 199–202

ДК : 621.762 :621.74

Шонтя, С.: **Использование металлических порошков из цветных металлов в технологических современных процессах отливки**

В работе представлены экспериментально полученные результаты при литье некоторых изделий с и без экзотермических смесей на основе алюминиевых и магниевых порошков.

Использованием экзотермических смесей были получены существенные экономии металла и улучшена плотность изделий.

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 203–204

ДК : 669.1(489)

Киндлер, Н. и Лазэр, И.: **Новые соображения, касающиеся начала производства чугуна в окрестностях Хунедоара**

Metalurgia 31 (1979), nr. 4, p. 205–207

1979 MAJ 14

METALURGIA 4

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR SI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA

1979

N. Pilly
Întreprinderea „Victoria" — Călan

Influenţa modificării cantităţii relative de zgură asupra consumului specific de cocs

CZ: 669.162.16:339.44

Reducerea consumului de cocs la furnale prin creşterea randamentului în fontă a încărcăturii este limitată, ca urmare a micşorării cantităţii relative de zgură pînă la un minim hotărît de mai mulţi factori: nivelul cerut al desulfurării fontei în furnal; gradul de uniformitate al compoziţiei chimice, mineralogice şi granulometrice a încărcăturii şi precizia cîntăririi; mărimea plajei compoziţiei chimice a zgurelor rezultate, în care proprietăţile metalurgice ale acestora rămîn satisfăcătoare; nivelul cerut al conţinutului de siliciu din fontă; nivelul de constanţă al caracteristicilor aerului combinat insuflat, al regimului de încărcare a furnalului şi altele.

Ingineria tehnologică a adus perfecţionări tuturor factorilor care asigură o înaltă constanţă funcţionării furnalelor, putîndu-se reduce în consecinţă cantitatea relativă de zgură la care procesele de elaborare decurg normal.

Existenţa pentru fiecare nivel tehnic al exploatării în parte a unui minim al cantităţii relative de zgură pune — pe lîngă stabilirea acestui nivel — problema economiei de cocs ce se poate realiza la atingerea acestui minim prin îmbogăţirea în fier a încărcăturii.

Privitor la modificarea consumului specific de cocs cu cel al cantităţii de zgură, în literatura de specialitate se dau mărimi cuprinse între 10 şi 60 kg cocs/100 kg zgură [1] — [3]. Mărimilor calculate teoretic li se preferă cele furnizate de practica exploatării furnalului, corespunzătoare condiţiilor sale specifice de exploatare. Datele obţinute în cadrul experimentărilor comparative, pentru a putea fi confruntate, trebuie ajustate, aduse în aceleaşi condiţii, prin prisma consumului specific de cocs, prin aplicarea unor coeficienţi de corecţie. Dată fiind complexitatea şi reciprocitatea influenţelor diverşilor factori materiali şi ai regimului de elaborare în furnale, dar şi a evoluţiei rapide a teoriei şi practicii elaborării, mărimea factorilor de influenţă a fost evaluată cu sensibile diferenţe [1], [3], [4] — [8]. Oricum, cantitatea de zgură rezultată trebuie calculată, de exemplu după bilanţul CaO sau, mai bine, al $SiO_2+Al_2O_3+CaO+MgO$, mărimile obţinute putîndu-se confrunta cu volumul măsurat al zgurei lichide. (La I.V.C. s-a determinat şi se foloseşte pentru aceasta valoarea de 2,55 t/m³ zgură lichidă).

Pentru determinarea directă, fără corecţii, a modificării necesarului de cocs pentru 100 kg zgură/t de fontă, în condiţiile aplicării metodei de mărire a concentraţiei CO şi H_2, prin conversia gazului natural cu aer cald în creuzetul furnalului, se propune o schemă de calcul analitic a încărcăturii. Calculul se bazează pe relaţii, cum ar fi $K_0=f(G_n)$, [9], [10]; $L_s=f(I_B, [Si])$; $L_{Nn}=f(I_B, [Si])$, obţinute prin prelucrarea statistică a datelor de exploatare respective.

În cele ce urmează se dă un exemplu de aplicare a schemei de calcul, folosindu-se datele de exploatare a unui furnal la elaborarea fontei FK 4 — 123 (STAS 882—78), cu înlocuirea reciprocă, parţială, a minereului cu gangă puţină, cu un minereu conţinînd gangă multă şi silicioasă. Calculul s-a făcut pentru o cantitate de 500 kg, respectiv 400 kg zgură/t de fontă.

Pentru ambele cazuri s-a admis ca zgura să conţină:

$$SiO_2 + Al_2O_3 + CaO + MgO = 97{,}31\%$$
$$FeO = 1{,}05\%$$
$$MnO + S/2 + \text{div. subst.} = 1{,}64\%$$

iar fonta: 2,50% Si; 0,75% Mn; 0,305% P + div. elem.; 0,025% S; 4,10% C; 92,32% Fe.

Încărcătura pentru 500 kg zgură/t fontă. Se întocmeşte tabelul de calcul 1, care cuprinde trei materiale constante ($M_{1\ldots3}$), pentru care se calculează aportul de substanţe, şi cinci

Tabelul 1

Denumirea		Umed,	w,	Uscat,	SiO_2,		Al_2O_3,		CaO,		MgO,		Fe,		Mn,		P,		S,	
		kg	%	kg	%	kg	%	kg	%	kg	%	kg	%	kg	%	kg	%	kg	%	kg
Pelete	M_1	500	1,5	492,5	9	44,33	1,5	7,39	3,7	18,22	0,4	1,97	60	295,5	0,07	0,34	0,005	0,246	0,025	0,123
Minereu A	M_2	110	5,5	103,95	17,1	17,78	2,25	2,34	6,4	6,65	0,52	0,54	40	41,58	2,08	2,16	0,072	0,075	0,027	0,028
Retur	M_3	18,5	5	17,57	6,88	1,21	1,44	0,25	6,18	1,09	0,32	0,06	75,14	13,21	0,5	0,09	0,12	0,021	0,2	0,035
a		628,5				63,32		9,98		25,96		2,57		350,29		2,59		0,342		0,186
Minereu B	x_u	815,84	4,7	777,49	3,2	24,88	2	15,55	0,55	4,28	0,3	2,33	58,65	456	0,45	3,5	0,07	0,544	0,025	0,194
Minereu C (I)	y_u	398,43	5	378,51	36	136,26	1,7	6,43	0,55	2,08	0,35	1,32	43,3	163,89	0,07	0,26	0,065	0,246	0,028	0,106
Min. mangan	z_u	16,24	5,2	15,39	28	4,31	5,2	0,8	3	0,46	0,6	0,09	11,1	1,71	31,5	4,85	0,44	0,068	0,66	0,102
Calcar	u_u	347,33	1,2	343,12	2,5	8,58	0,4	1,37	52,2	179,13	0,5	1,72	0,35	1,2			0,013	0,045	0,011	0,038
Cocs	v_u	691,73	4,9	637,83	5,5	36,18	3,2	21,05	0,65	4,28	0,17	1,19	1,1	7,24	0,04	0,26	0,072	0,474	0,705	4,638
b		2 269,57				210,21		45,2		190,23		6,65		630,04		8,87		1,377		5,078
Total intrat		2 898,07				273,53		55,19		216,19		9,22		930,33		11,46		1,719		5,264
Iese cu fonta	G_{fo}			1 020	2,5*)	53,78							92,32	941,66	0,75	7,65	0,16	1,632	0,025	0,255
Iese cu praful	p_l			75	12	9	3	2,25	2,8	2,1	0,5	0,38	46,1	34,57	0,65	0,49	0,07	0,052	0,3	0,225
Se volatilizează	v_l																			1,053
Iese cu zgura	G_{zg}			500	42,15	210,75	10,59	52,93	42,82	214,09	1,77	8,84	0,82	4,10	0,62	3,32	0,07	0,035	0,746	3,731
Total ieşit						275,59		55,19		216,19		9,22		980,33		11,46		1,719		5,264
Ieşit ±						—		—		—		—		—				—		—

*) Siliciu

variabile la care se cunoaşte compoziţia chimică (la anhidru) şi conţinutul de umiditate.

Compoziţia materialelor din încărcătură s-a corectat faţă de datele de laborator, astfel încît la verificarea încărcăturii medii furnalizate diferenţa între intrări şi ieşiri pe elemente, respectiv substanţe, să fie nulă.

Pentru o tonă de fontă vandabilă în calupuri (blocuri) se evacuează din furnal 1 020 kg fontă lichidă. Diferenţa este formată din urşi neşarjabili şi pierderile de fontă antrenată de zgură [11].

Praful antrenat de gazul de furnal s-a luat din realizări, cantitatea specifică globală şi compoziţia chimică menţinîndu-se aceeaşi pentru ambele cazuri. Cantitatea de praf se poate stabili şi separat pentru fiecare material în parte [12] — [14].

Pentru cele şase necunoscute (cinci materiale şi I_B) se întocmesc şase ecuaţii:

I, a cantităţii de zgură;
II, a bilanţului sulfului;
III, a bilanţului manganului;
IV, a bilanţului fierului;
V, a consumului specific de cocs;
VI, a bazicităţii zgurei.

Întocmirea ecuaţiilor

a) Ecuaţia cantităţii de zgură

Materialele $M_{1\ldots3}$ aduc împreună:

$$\Sigma\,\alpha_a \text{ kg } SiO_2 + Al_2O_3 + CaO + MgO, \text{ iar } x\ldots v,\ \Sigma\,\alpha_b, \text{ kg}$$

În zgură va avea:

$$(SiO_2 + Al_2O_3 + CaO + MgO)_{zg} - \\ - \Sigma\alpha_a - \Sigma\alpha_b - SiO_{2,fo} + \alpha_p \qquad (1)$$

în care:

$$(SiO_2 + Al_2O_3 + CaO + MgO)_{zg} = 486{,}55 \text{ kg}$$

$$\Sigma\alpha_a = 101{,}83 \text{ kg}$$

$$\Sigma\,\alpha_b = 0{,}0605\,x + 0{,}386\,y + 0{,}368\,z + \\ + 0{,}556\,u + 0{,}0952\,v$$

$SiO_{2,fo} = 53{,}78$ pentru fontă

$\alpha_p = 17{,}73$ kg în praful antrenat de gaz

Înlocuind în (1) se obţine:

$$0{,}0605\,x + 0{,}386\,y + 0{,}368\,z + 0{,}556\,u + \\ + 0{,}0952\,v - 452{,}23 = 0 \quad (I)$$

b) Ecuaţia sulfului

$$\Sigma\,S - (S_{vl} + S_p) - [S]\left(G_{fo} + G_{zg}\,\frac{(S)}{[S]}\right)\cdot 10^{-2} = 0 \qquad (2)$$

Pentru I_B=(CaO+MgO) : SiO_2= 1 —1,15, este:

$$L_S = (S) : [S] = (150\ I_B - 139{,}75)\sqrt{[Si]} \quad (3)$$

Avînd:

$\Sigma S = \Sigma S_a + \Sigma S_b$;
$\Sigma S_a = 0{,}186$ kg;
$S_{vl} = 0{,}2\ \Sigma S$, kg;
$S_p = 0{,}225$ kg în praful antrenat de gaz;
$[S] = 0{,}025$ %;
$G_{fo} = 1\,020$ kg;
$G_{zg} = 500$ kg;
$\Sigma S_b = 0{,}00025\ x + 0{,}00028\ y + 0{,}0066\ z + 0{,}00011u + 0{,}00705\ v$

și înlocuind în (2) se obține:

$$0{,}0002\ x + 0{,}00022\ y + 0{,}00529\ z + 0{,}000085\ u + 0{,}00564\ v - 29{,}6475\ I_B + 27{,}2888 = 0 \quad (II)$$

c) Ecuația manganului

$$\Sigma Mn - (Mn_{vl} + Mn_p) - [Mn]\left(G_{fo} + G_{zg} \cdot \frac{(Mn)}{[Mn]}\right) \cdot 10^{-2} = 0 \quad (4)$$

Pentru $I_B = 1 \ldots 1{,}15$, este:

$$L_{Mn} = (Mn) : [Mn] = (-4{,}087\ I_B + 5{,}697) \cdot (\sqrt{[Si]})^{-1} \quad (5)$$

unde:

$\Sigma Mn = \Sigma Mn_a + \Sigma Mn_b$;
$\Sigma Mn_a = 2{,}59$ kg;
$\Sigma Mn_b = 0{,}0045\ x + 0{,}0007\ y + 0{,}315\ z + 0{,}0004\ v$
$Mn_p = 0{,}94$ kg în praful antrenat de gaz.

Înlocuind aceste valori în (4), pentru [Si] = 2,5% se obține:

$$0{,}0045\ x + 0{,}0007\ y + 0{,}315\ z + 0{,}000v + 9{,}6938\ I_B - 19{,}09125 = 0 \quad (III)$$

d) Ecuația fierului

$$\Sigma Fe_a + \Sigma Fe_b - Fe_{fo} - Fe_p - Fe_{zg} = 0 \quad (6)$$

unde: $\Sigma Fe_b = 0{,}5865\ x + 0{,}433\ y + 0{,}111\ z + 0{,}0035\ u + 0{,}011\ v$
Înlocuind ΣFe_b și celelalte valori din tabelul 1 în (6) se obține:

$$0{,}5865\ x + 0{,}433\ y + 0{,}111\ z + 0{,}0035\ u + 0{,}011\ v - 630{,}04 = 0 \quad (IV)$$

e) Ecuația consumului specific de cocs

$$K_0 = 0{,}25\ G_n + 125, \text{ kg/t fontă} \quad (7)$$

Consumul specific de cocs echivalat (k_{ech}), ținînd seamă de gazul natural convertit la gurile de vînt ($V_{gn} = 0{,}055\ V_l$ = const.) și de raportul de echivalare în cocs a gazului natural $r_e = 0{,}954$ kg $K_0/m_0^3\ g_n$, va fi:

$$K_{ech} = 0{,}291236\ G_n + 145{,}616 \text{ kg/t fontă} \quad (8)$$

Este

$$G_n = F_b - p, \quad \text{kg/t fontă} \quad (9)$$

Unde G_n este greutatea netă a încărcăturii; G_b — greutatea brută (la încărcare) și p = 75 kg/t fontă, praful antrenat de gaz.

Tabelul 2

Date comparative

Denumirea		*A*	*B*
Încărcătura			
Pelete	kg/t fontă	500	500
Minereu A	,,	110	110
Retur	,,	18,5	18,5
Minereu B	,,	815,84	915,63
Minereu C	,,	398,43	263,47
Minereu mangan	,,	16,24	12,26
Calcar	,,	347,33	257,90
Cocs *Ku* (umed)	,,	691,73	657,93
Ko (uscat)	,,	657,83	625,69
	t/zi	228,8	228,8
V_{gn}	m_0/t fontă	113,73	108,17
K_{ech}	kg/t fontă	766,33	728,38
G_b	,,	2 206,34	2 077,76
G_n	,,	2 131,34	2 002,76
ς_b	%	45,32	48,13
ς	%	46,92	49,93
Fe	kg/t fontă	980,33	979,51
Mn	,,	11,46	10,60
S	,,	5,264	4,99
Fonta			
Si	%	2,5	2,5
Mn	%	0,75	0,75
P	%	0,16	0,154
S	%	0,025	0,025
C	%	4,1	4,1
Div. elem.	%	0,145	0,151
	%	92,32	92,32
I_u*)	t/m³ zi	1,52	1,598
Zgura			
SiO_2	%	42,15	40,65
Al_2O_3	%	10,59	12,77
CaO	%	42,82	41,87
MgO	%	1,77	2,02
FeO	%	1,05	1,05
MnO	%	0,86	0,79
S : 2	%	0,373	0,439
Div. subst.	%	0,4	0,4
Fe	%	0,82	0,82
Mn	%	0,66	0,62
P	%	0,007	0,007
S	%	0,746	0,878
$I_b = CaO : SiO_2$		1,016	1,03
$I_B = (CaO + MgO) : SiO_2$		1,0578	1,0797
$B = (CaO + MgO) : (SiO_2 + Al_2O_3)$		0,845	0,822
$SiO_2 : Al_2O_3$		3,98	3,18
(S) : [S]		29,84	35,12
(Mn) : [Mn]		0,88	0,83
G_{zg}	kg/t fontă	500	400

* Producția specifică s-a calculat în raport cu volumul cuprins între planul gurilor de aer și nivelul superior al încărcăturii considerat la 1 m sub clopotul mare în poziția deschis (V_a = 228,8 m³)

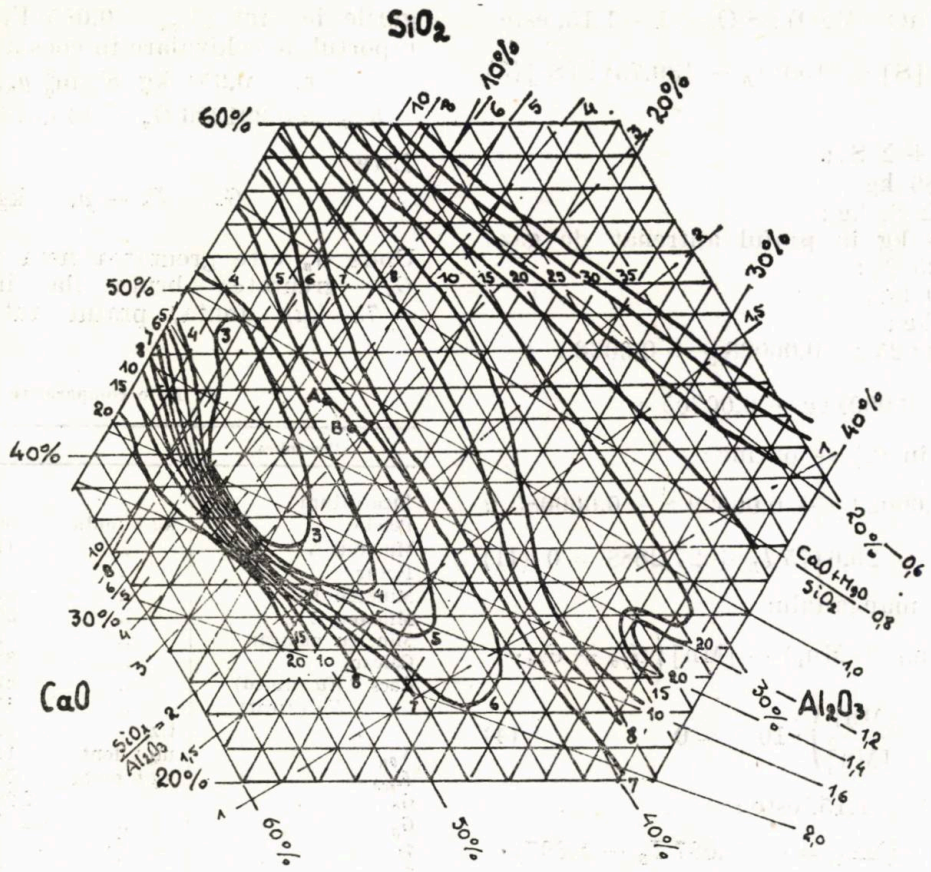


Fig. 1. Viscozitatea dinamică a zgurelor cu 2% MgO la 1 500°C

$$G_b = M_{1\ldots3} + x_u + y_u + z_u + u_u + v_u \quad (10)$$

$$M_{1\ldots3} = 628{,}5 \text{ kg/t}$$

$$x_u = x \Big/ \left(1 - \frac{w_x}{100}\right) = 1{,}0493179\, x \quad (11)$$

La fel ca x_u se calculează y_u, z_u și u_u și se înlocuiesc în (10), obținîndu-se:

$$0{,}2623295\, x + 0{,}2631579 y + 0{,}2637131 z + + 0{,}2530364\, u - v + 263{,}375 = 0 \quad (V)$$

f) Ecuația indicelui de bazicitate

Notînd CaO + MgO = RO va avea:

$$(\Sigma RO_a + \Sigma RO_b - RO_p) : (\Sigma\, SiO_{2,\alpha} + \Sigma\, SiO_{2,b} - - SiO_{2,fo} - SiO_{2,p}) = I_B \quad (12)$$

Înlocuind în (12) valorile din tabelul 1 se obține:

$$\frac{0{,}0085\, x + 0{,}009\, y + 0{,}036\, z + 0{,}527\, u +}{0{,}032\, x + 0{,}36\, y + 0{,}28\, z + 0{,}025\, u +} \frac{+ 0{,}0082\, v + 26{,}05}{+ 0{,}055\, v + 0{,}54} - I_B = 0 \quad (VI)$$

Rezolvînd sistemul de ecuații I — VI se obțin valorile variabilelor x — v, cu ajutorul cărora se fac calculele de completare a tabelului 1, și $I_B = 1{,}0574$.

Încărcătura pentru 400 kg zgură/t fontă. Aceasta se calculează după aceeași schemă $M_{1\ldots3}$, G_{fo}, G_p și ecuațiile (V) (VI) rămîn identice cu cele ale încărcăturii cu 500 kg zgură/t fontă.

Pentru comparație, rezultatele calculelor celor două încărcături, pentru 500 kg zgură/t (*A*), respectiv 400 kg zgură/t (*B*), se dau în tabelul 2.

Amplasarea zgurelor obținute este dată în diagrama viscozității dinamice (dNs/m^2), (fig. 1).

Concluzii

Rezultatele calculelor arată că la o scădere a cantității relative de zgură de la 500 la 400 kg/t fontă, în condițiile considerate, scade consumul specific de cocs echivalat cu 37,45 kg/t fontă.

Scoaterea netă de fontă din încrcătură (ς) a crescut cu 3,01%, revenind 12,44 kg cocs tehnic echivalat/1% diferență de scoatere.

La o creștere a scoaterii de fontă cu 1% a scăzut cantitatea de zgură cu 33,3 kg/t fontă, iar consumul specific de calcar, cu 29,7 kg.

BIBLIOGRAFIE

[1] Vermos, J. şi Michel, R. În: CIT, nr. 5, 1971, p. 1227—1245.
[2] Colectiv de autori. *Furnale*. E. T., 1954, p. 723.
[3] * * * *Spravocinik domennoe proizvodstvo*. Moscova, Metallurghizdat, 1963, vol. 1, cap. 23.
[4] Hensburg, J. şi Koster, J. În: CIT, nr. 4, 1971, p. 971—995.
[5] Voskoboinikov, V. G. În: Stal, nr. 9, 1971, p. 787.
[6] Lioret, J. În: Revue de Métallurgie, nr. 1, 1971, p. 27.
[7] Pilly, N. *Punerea corectă în funcţiune a furnalelor*. Vol. 2, Bucureşti C.D.P.T., 1967.
[8] * * *, *Manualul inginerului metalurg*. E. T. 1978, p. 467.
[9] Pilly, N, În: Metalurgia, nr. 12, 1968, p. 695—702.
[10] Pilly, N. În: Metalurgia, nr. 4, 1971, p. 240—248.
[11] Pilly, N. Documentare metalurgică, Buc., C.D.P.T., nr. 2, 1972, p. 19—39.
[12] Hansen, M. În: Stahl und Eisen, 69, 1949, p. 526—528.
[13] Pilly, N. În: Metalurgia şi construcţia de maşini, nr. 8, 1957, p. 15—22.
[14] Pilly, N. În: Metalurgia şi construcţia de maşini, nr. 2, 1957, p. 269—280.

REVISTA REVISTELOR

Iz. VUZ. Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S., nr. 11, 1978

Calculul parametrilor de dizolvare a adaosurilor solide, p. 5 — *Măsurarea caracteristicilor de viscozitate a oţelului lichid în procesul de tratament în afara cuptorului*, p. 9— *Elaborarea unei metode de calcul a cineticii granulaţiei şarjei de aglomerare*, p. 13 — *Şarje de aglomerare peletizate de compoziţie granulometrică diferită*, p. 17 — *Cercetarea distribuţiei periferice a materialelor la gura de încărcare cu ajutorul unui jgheab rotativ*, p. 21 — *Analiza teoretică a influenţei elementelor de aliere asupra procesului de decarburare*, p. 25 — *Oxigenul în oţelul 08Fkp şi influenţa lui asupra calităţii oţelului*, p. 30 — *Neuniformitatea frontului de solidificare a lingourilor continue*, p. 34 — *Modificarea temperaturii în miezul nesolidificat al lingourilor de oţel, turnate în sifon*, p. 39 — *Pierderile de căldură şi rezistenţa bolţilor la agregatele de elaborare a oţelului*, p. 42 — *Gradul de utilizare a resurselor de plasticitate la laminarea în caje universale*, p. 46 — *Prognozarea plasticităţii metalului şi a deformabilităţii corpurilor la prelucrarea metalelor prin presiune*, p. 51 — *Model matematic complex al procesului laminării profilelor cu aplicarea tratamentului termomecanic la temperaturi înalte*, p. 55 — *Determinarea stării de deformare la laminare pe calea construirii cîmpurilor de deformare*, p. 60 — *Rezistenţa la deformare a oţelului cu conţinut mic de carbon, în cazul modificării formei la cald*, p. 63 — *Modelul matematic al procesului de modificare a formei la laminarea profilelor*, p. 66 — *Repartizarea tensiunilor longitudinale în bandă*, p. 75 — *Cercetarea tensiunilor reziduale la profilele I laminate la cald*, p. 78 — *Tensiunile reziduale în grinzile I laminate la cald*, p. 81 — *Formarea suprafeţei elicoidale interne în semifabricatele cave la laminarea longitudinală la cald*, p. 85 — *Calculul efortului prin laminare*, p. 88 — *Deformarea oţelului 08Iu la diferite temperaturi*, p. 92 — *Deformările elastice la diferite variante de aranjare a piramidei de cilindri*, p. 96 — *Unele particularităţi de deformare a sistemului de cilindri de la laminorul cuarto*, p. 99 — *Determinarea deformării termice a cilindrilor de lucru de la grupul finisor al laminorului 2000 la cald*, p. 103 — *Mărirea rezistenţei dispozitivelor de presare*, p. 106 — *Sistemul de comandă al plastometrului cu camă*. p. 112 — *Cuantificarea posibilă a volumului*, p. 115 — *Calculul structurilor în soluţiile metalice solide*, p. 124 — *Efectele difuziunii razelor Roentgen la cercetarea fazelor timpurii de îmbătrînire a oţelurilor crom-nichel martensitice îmbătrînibile*, p. 127— *Efectul modificării rezistenţei electrice în funcţie de temperatură în aliajul Al—Fe—Al_2O la ciclurile termice*, p. 132 — *Depunerea acoperirilor carbidice în cadrul descărcărilor luminiscente*, p. 136 — *Studierea structurii şi compoziţiei carburilor oţelului cu aluminiu*, p. 139 — *Oţel pentru construcţii electrotehnice din tablă subţire laminată la rece cu textură cubică dispersată*, p. 147— *Formarea texturii după prelucrarea prin abraziune a oţelului*, p. 152 — *Controlul pierderilor specifice cu ajutorul procedeului nedistructiv*, p. 157 — *Cristalizarea metalelor în cîmpul magnetic exterior*, p. 158 — *Influenţa vitezei de răcire asupra structurii şi proprietăţilor pieselor turnate din fontă călită*, p. 162 — *Analiza schimbului de căldură prin radiaţii în camera sferică*, p. 165— *Influenţa parametrilor de răcire primară asupra transportului de căldură în cristalizoarele instalaţiilor de turnare continuă*, p. 169 — *Influenţa neuniformităţii fluxului termic asupra timpului de încălzire a lingoului*, p. 173 — *Cercetarea cu ajutorul exoemisiilor a straturilor de oţel durificate*, p. 177 — *Algoritmul evaluării economice a elaborării în convertizor cu oxigen cu utilizarea materiei prime metalizate*, p. 180.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 11, 1978

Funcţionarea furnalului cu consum mărit de combustibil lichid, p. 11 — *Micşorarea emisiunii de praf de pe transportoarele de la arderea peletelor metalizate*, p. 13— *Canale de fum-aer, mijloace de suflare şi tiraj a aerului şi de epurare a gazelor la maşinile de prăjire a peletelor cu o suprafaţă de 520 m^2*, p. 16 — *Dezoxidarea oţelurilor carbon calmate elaborate în cuptoarele Martin*, p. 19 — *Utilizarea materialelor de ungere şi de alimentare în cuptoarele de topit oţelul*, p. 21 — *Curăţarea camerelor de zgură fără oprirea cuptoarelor pentru reparaţii*, p. 24 — *Maşini de alimentare suspendate, cu autopropulsie şi cu bandă*, p. 25 — *Mărirea calităţii profilelor în L laminate la cald*, p. 28 — *Fabricarea benzii de oţel de mare rezistenţă pentru ambalaje*, p. 30 — *Îmbunătăţirea calităţii încălzirii lingourilor mari*, p. 32— *Banc pentru reglarea jocului lateral al garniturii de lame de foarfece cu disc*, p. 33 — *Prelucrarea complexă a zgurelor de furnal şi de oţelărie*, p. 38 — *Reparaţia utilajelor metalurgice*, p. 41 — *Protecţia muncii la combinatul metalurgic Magnitogorsk*, p. 41.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 12, 1978

Amestecarea încărcăturii la fabrica de peletizare din Lebedinsk, p. 8 — *Elaborările experimentale industriale cu insuflarea emulsiei apă-păcură în creuzetul furnalului*, p. 10 — *Căptuşeala vetrei de construcţie nouă*, p. 12 — *Maşină pentru sudarea tuburilor de oxigen* p. 16 — *Formarea zgurei şi compoziţiei mineralogice a zgurelor de convertizor în cazul utilizării diferitelor adaosuri fondante*, p. 16 — *Perfecţionarea tehnologiei de dezoxidare a oţelului pentru şine*, p. 20 — *Fabricarea profilelor fasonate cu ajutorul cajelor cu mulţi cilindri*, p. 24 — *Linie de laminare la rece a fevilor cu calibre elicoidale*, p. 25 — *Organizarea lucrărilor de montare şi căptuşire a conductelor metalice de evacuare a fumului*, p. 28 — *Tratamentul termic de călire al şinelor de cale ferată*, p. 29.

Wiadomosci Hutnicze, Polonia, nr. 11 — 12, 1978

Perfecţionarea calificării profesionale a maiştrior în industria siderurgică, p. 369— *Sistemul de informare a cadrelor la Uniunea Fierului şi Oţelului*, p. 373— *Concentratele sovietice din peninsula Kola*, p. 375 — *Brichetarea şpanului*, p. 377 — *Secţia de finisare a laminatelor finite de la laminorul intermediar de la Huta Katowice*, p. 381 — *Direcţiile de modificare a structurii producţiei în siderurgia Poloniei*, p. 384 — *Transportul fontei lichide la Huta Katowice*, p. 389— *Comunicaţia TV în transportul siderurgic de cale ferată*, p. 391.

Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 6, 1978

Aspecte ale insuflării în funal : Procedee de diagnosticare în vederea rezolvării problemelor de exploatare, p. 239 — *Interfaţa minereu/cocs în încărcăturile în straturi*, p. 253 — *Menţinerea produselor lichide deasupra zonelor de turbionare din faţa gurilor de vînt, în cazul încărcăturilor fixe*, p. 257 — *Concepţia laminoarelor bluming de fagle-bare şi profile şi a liniilor finisoare de tablă, în vederea realizării comenzii automatizate*, p. 261 — *Disponibilitatea calculatoarelor de comandă de proces*, p. 267 — *Sisteme de comandă automată în uzinele siderurgice : punctul de vedere al unui beneficiar*, p. 273 — *Notă tehnică : limitările modelelor existente care descriu jeturile gazoase imersate* p. 282.

Prof. dr. ing. I. Ilca
Institutul de subingineri — Hunedoara

Contribuţii la creşterea nivelului calitativ al produselor laminate la cald

CZ: 669.1: 621.77:658.562

Lucrarea tratează rezultatele cercetărilor efectuate în condiţii industriale privind influenţa naturii oţelului şi a factorilor tehnologici de prelucrare asupra valorilor caracteristicilor calitative şi stabilirea unor posibilităţi de determinare operativă a acestora pe fazele procesului de fabricaţie fără să mai necesite efectuarea unor analize şi încercări de laborator finale.

Experimentările au avut ca obiectiv oţelul de marcă OL 37 ln, laminat în profil U 100 totalizînd un număr de 900 de şarje, dar care intră cu o pondere de circa 80% în producţia profilelor de diferite dimensiuni. Conform STAS 500/2 — 68, parametrii calitativi pentru acest oţel sînt indicaţi în tabelul 1.

Pentru a evidenţia dependenţa între natura materialului şi caracteristicile calitative obţinute pentru cele 90 de şarje studiate, s-a efectuat analiza de corelaţie. Astfel, pentru fiecare şarjă notînd cu:

$x_1, x_2 \ldots x_n$ — variabila dependentă (elementul de compoziţie chimică);

$y_1, y_2 \ldots y_n$ — variabila independentă (caracteristica calitativă reprezentată prin rezistenţă şi plasticitate),

s-au determinat parametrii caracteristici ca:

— Valoarea mediei, cu relaţia:

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{x=1}^{n} x_n, \text{ pentru variabila dependentă;}$$

$$\bar{y} = \frac{1}{n} \sum_{y=1}^{n} y_n, \text{ pentru variabila independentă.}$$

— Valoarea mediei pătratice:

$$S_x^2 = \frac{1}{n} \sum_{x=1}^{n} x_n^2 - \bar{x}_n^2$$

şi respectiv:

$$S_y^2 = \frac{1}{n} \sum_{y=1}^{n} y_n^2 - \bar{y}_n^2$$

— Valoarea dispersiei:

$$S_{x_n} = \sqrt{S_{x_n}^2} \text{ şi respectiv: } S_{y_n} = \sqrt{S_{y_n}^2}$$

Parametrii statistici obţinuţi (tabelul 2) permit efectuarea analizei de corelaţie, utilizînd relaţia de calcul:

$$r_{x_n y_n} = \frac{\frac{1}{n} \sum x_n y_n - \bar{x}_n \cdot \bar{y}_n}{S_{x_n} - S_{y_n}}$$

Rezultatele analizei de corelaţie prezentate în tabelul 3 evidenţiază modul de influenţă a elementelor de compoziţie chimică asupra caracteristicilor calitative exprimate prin rezistenţa la curgere (R_c), la rupere (R_r) şi plasticitate (A_5).

Astfel, se observă îmbunătăţirea valorilor de rezistenţă odată cu creşterea procentului de C şi Mn, concomitent cu reducerea celor de plasticitate, justificînd aplicabilitatea practică a procedeului propus.

Pentru practică prezintă interes cunoaşterea cotei partea de influenţă a elementelor de compoziţie chimică asupra caracteristicilor de rezistenţă şi plasticitate, care se determină cu relaţia:

$$d_{x_n y_n} = r^2_{x_n \cdot y_n \cdot 100}$$

obţinîndu-se pentru cazul în speţă valorile coeficienţilor de determinare:

$$d_c \cdot R_c = 14{,}06\%;$$
$$d_c \cdot R_r = 20{,}25\%;$$
$$d_c \cdot A_5 = 14\ 59\%;$$
$$d_{Mn} \cdot R_c = 19\ 30\%;$$
$$d_{Mn} \cdot R_r = 18\ 50\%;$$
$$d_{Mn} \cdot A_5 = 16\ 82\%.$$

Tabelul 1

Parametrii calitativi pentru oţelul OL 37 ln

Marca	Compoziţia chimică, %					Caracteristicile mecanice		
OL 37 ln	C_{max}	Mn	Si_{max}	P_{max}	S_{max}	$R_{c\,min}$	R_r	A_{5min}
	0,25	0,26—0,85	0,07	0,065	0,055	22,5	36,3—44,1	25

Tabelul 2

Valorile parametrilor statistici pentru şarjele experimentale

Elementul	Unitatea de măsură	Valoarea mediei $(\bar{x}, \bar{y})$	Abaterea mediei pătratice (S_x^2, S_y^2)	Dispersia (S_x, S_y)
C	%	0,1475	0,0008	0,028
Mn	%	0,524	0,0002	0,0888
R_c	daN/mm²	29,111	4,058	2,0141
R_r	daN/mm²	43,80	6,448	2,539
A_5	%	32,544	0,3397	2,888

Tabelul 3

Coeficientul de corelaţie pentru parametrii calitativi funcţie de compoziţia chimică

Parametrul corelat	Coeficientul de corelaţie funcţie de:	
	C	Mn
R_c	+0,375	+0,4393
R_r	+0,450	+0,4301
A_5	−0,382	−0,4101

Dependenţa grafică între natura materialului exprimată prin compoziţia lui chimică şi caracteristicile calitative necesită totodată efectuarea analizei de regresie utilizînd ecuaţia :

$$y = ax + b$$

în care a şi b reprezintă coeficienţii de regresie, avînd valorile :

$$a = r_{x_n \cdot y_n} \frac{S_y}{S_x}, \text{ iar } b = \bar{y} - a\bar{x}$$

Sintetizînd rezultatele analizei de regresie, se obţin ecuaţiile de regresie prezentate în tabelul 4, care permit cunoaşterea în timpul laminării a valorii caracteristicilor calitative, utile pentru luarea de măsuri tehnologice operative de îmbunătăţire a anumitor indicatori. Dependenţa grafică rezultă din figurile 1—6.

În tabelul 4 sînt prezentate şi valorile abaterilor de la dreptele de regresie, calculate cu relaţia :

$$S = \sqrt{S_y^2(1 - r_{x_n \cdot y_n}^2)}$$

Rezultatele analizei de regresie, în special dreptele de regresie cu abaterile corespunzătoare (fig. 1—6) permit prin suprapunere construirea poligonului de marcă, care defineşte domeniul optim al compoziţiei chimice cu garantarea caracteristicilor calitative.

Tabelul 4

Rezultatele analizei de regresie la abaterile de la dreptele de regresie

Coeficienţii de regresie	Ecuaţia dreptei de regresie	Abaterea de la dreapta de regresie
$a = 26,96$ $b = 25,0$	$R_c = 26,96\,\%\,C + 25$	1,868
$a = 9,9636$ $b = 23,9559$	$R_c = 9,9636\,\%\,Mn + 23,9559$	$S = 1,809$
$a = 40,78$ $b = 37,806$	$R_r = 40,78\,\%\,C + 37,806$	$S = \pm 2,27$
$a = 12,2975$ $b = 37,3661$	$R_r = 12,2975\,\%\,Mn + 37,3561$	$S = \pm 2,693$
$a = -39,39$ $b = 38,334$	$A_5 = -39,39\,\%\,C + 38,334$	$S = \pm 2,66$
$a = -13,3375$ $b = 39,533$	$A_5 = 13,337\,\%\,Mn + 39,533$	$S = \pm 2,68$

Metodologia propusă pentru întocmirea acestor poligoane constă în trasarea domeniilor limitative superioare şi inferioare, definite de abaterile de la dreptele de regresie, verticala limitativă stînga trasată în funcţie de asigurarea

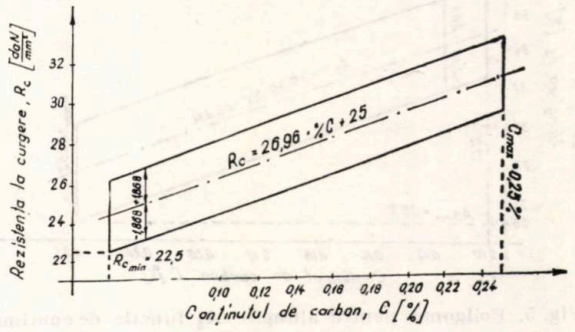


Fig. 1. Poligonul pentru rezistenţa la curgere R_c funcţie de conţinutul de carbon C

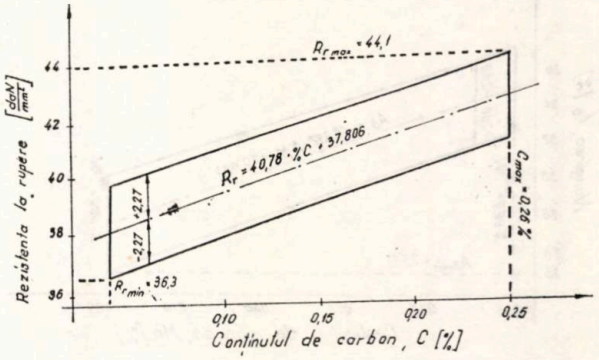


Fig. 2. Poligonul pentru rezistenţa la rupere R_r funcţie de conţinutul de carbon C

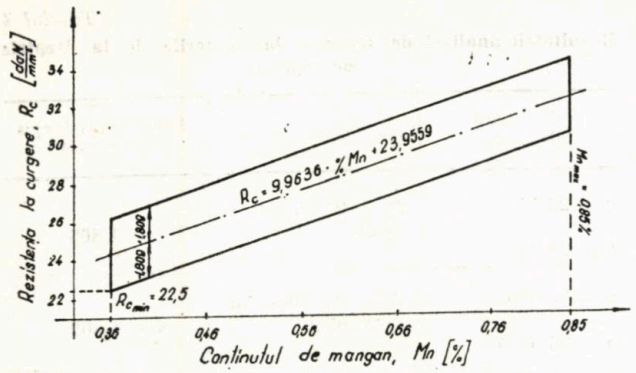


Fig. 3. Poligonul pentru rezistența la curgere R_c funcție de conținutul de mangan Mn

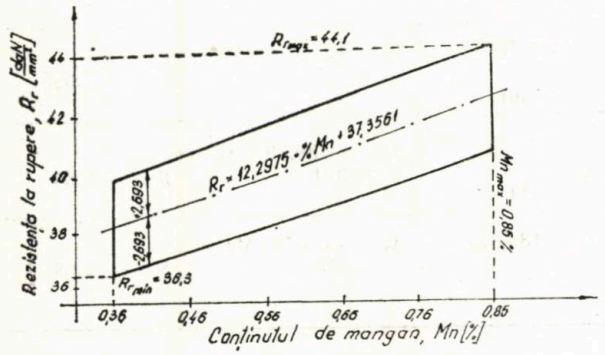


Fig. 4. Poligonul pentru rezistența la rupere R_r funcție de conținutul de mangan Mn

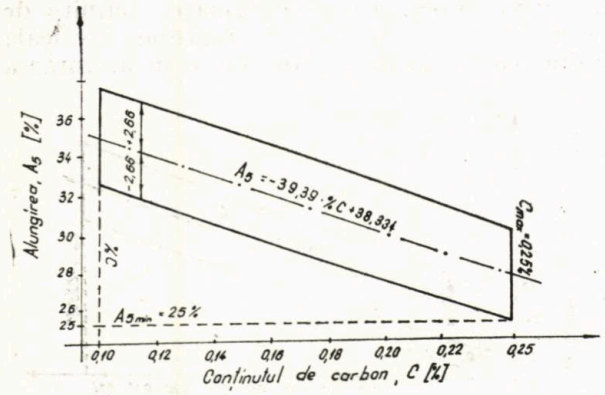


Fig. 5. Poligonul pentru alungire A_5 funcție de conținutul de carbon C

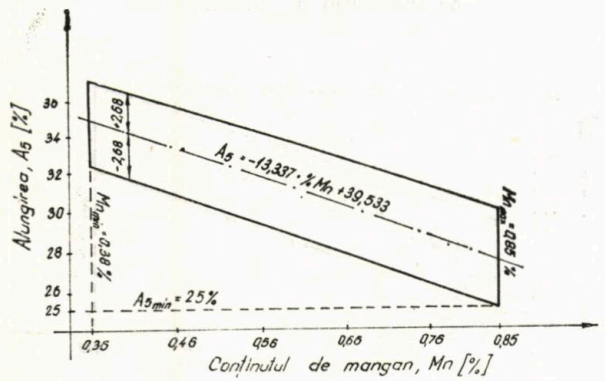


Fig. 6. Poligonul pentru alungire A_5 funcție de conținutul de mangan Mn

caracteristicilor calitative minime și a procentului de Mn minim, iar verticala limitativă dreapta, în funcție de conținutul de carbon și mangan maxim.

Astfel, se obțin pentru oțelul studiat șase poligoane de dependență între caracteristicile calitative și compoziția chimică, care prin suprapunere conturează poligonul de marcă optim pentru oțelul respectiv (fig. 7). Poligonul rezultat indică domeniul optim la oală pentru principalele elemente chimice ale oțelului (0,08 — 0,22% C; 0,45 — 0,72% Mn).

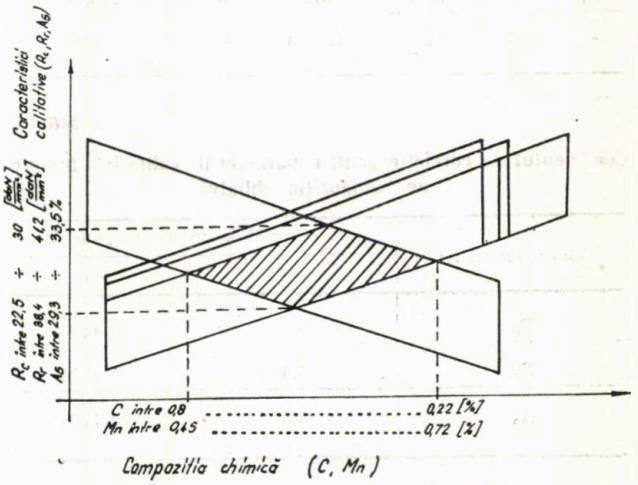


Fig. 7. Poligonul de marcă obținut pentru oțelul OL 37 ln

Încadrarea în acest domeniu garantează obținerea unei constanțe a nivelului calitativ după prelucrare, fără a mai fi nevoie de efectuarea încercărilor mecanice ($R_c = 25,5 - 30$ daN/mm²; $R_r = 38,4 - 41,2$ daN/mm²; $A_5 = 29,3 - 33,5$ %).

Din interpretarea poligonului de marcă obținut, rezultă o creștere simțitoare a valorilor minime ale caracteristicilor calitative față de standardele românești, concretizate prin creșterea rezistenței la curgere R_c de la 22,5 la 25,5 daN/mm², a rezistenței la rupere R_r de la 36,3 la 38,4 daN/mm² și a alungirii A_5 de la 25 la 29,3%.

Întrucît caracteristicile calitative ale oțelurilor sînt influențate pe lîngă natura materialului și de alți factori tehnologici, s-a experimentat influența temperaturii de laminare care joacă un rol hotărîtor.

Rezultatele se bazează pe cercetări efectuate la un număr de 30 șarje cu înregistrarea temperaturii de sfîrșit de laminare și determinarea prin încercări de laborator a caracteristicilor de rezistență și plasticitate.

După metodologia practicată anterior s-au determinat valorile coeficienților de corelație și cota-parte de influență a temperaturii de

sfîrşit de laminare asupra caracteristicilor calitative, obţinindu-se:

$$r_{T_f \cdot R_c} = -0{,}541\,;\quad d_{T_f \cdot R_c} = 29{,}26\,\%\,;$$

$$r_{T_f \cdot R_r} = -0{,}587\,;\quad d_{T_f \cdot R_r} = 34{,}54\,\%\,;$$

$$r_{T_f \cdot A_5} = +0{,}651\,;\quad d_{T_f \cdot A_5} = 42{,}38\,\%.$$

Analizînd valorile obţinute se observă, aşa după cum este normal, că odată cu creşterea temperaturii de sfîrşit de laminare se îmbunătăţeşte plasticitatea concomitent cu reducerea caracteristicilor de rezistenţă.

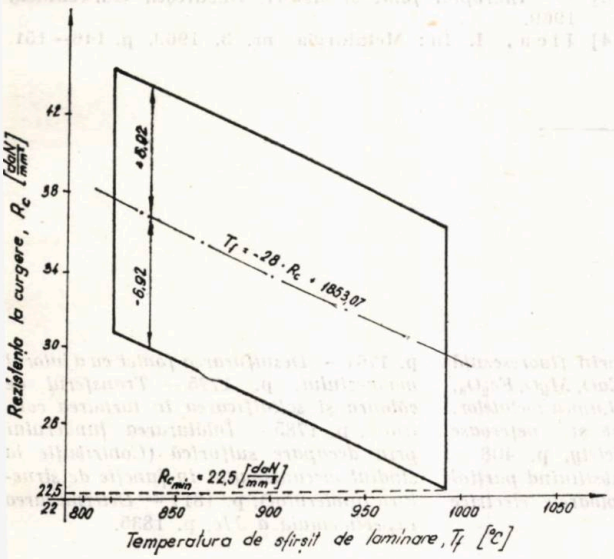
Exprimarea grafică a dependenţei dintre temperatura de sfîrşit de laminare şi caracteristicile calitative este prezentată prin poligoanele din figurile 8 — 10, trasate după ecuaţiile de regresie cu considerarea abaterilor respective.

$$T_f = -28\,R_c + 1\,855{,}07\,;\quad S = \pm 6{,}92\,;$$

$$T_f = -16{,}8\,R_r + 1\,740{,}5\,;\quad S = \pm 6{,}58\,;$$

$$T_f = 24{,}5\,A_5 + 189{,}1\quad ;\quad S = \pm 6{,}26.$$

Întocmirea acestor poligoane constă în trasarea domeniilor limitative superioare şi inferioare definite de valorile abaterilor de la dreptele de regresie, verticala limitativă stînga, condiţionată de valoarea temperaturii finale



ig. 8. Poligonul pentru rezistenţa la curgere R_c funcţie de temperatura de sfîrşit de laminare T_f

ıinime, iar verticala limitativă dreapta se rasează în funcţie de condiţiile concrete de ıminare în vederea asigurării unui grăunte fin.

Prin similitudine cu influenţa compoziţiei himice, suprapunînd poligoanele stabilite pentru temperatură, se obţine poligonul optim al temperaturilor (fig. 11), în perimetrul căruia se garantează caracteristicile calitative.

Se observă că realizarea unei temperaturi de sfîrşit de laminare în intervalul 910—990°C garantează caracteristici calitative optime şi ridicarea valorilor minime ale acestora pentru

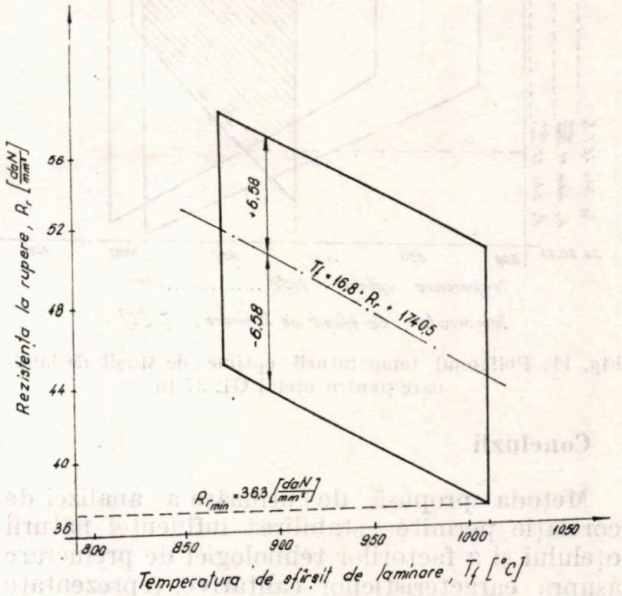


Fig. 9. Poligonul pentru rezistenţa la rupere R_r funcţie de temperatura de sfrşit de laminare T_f

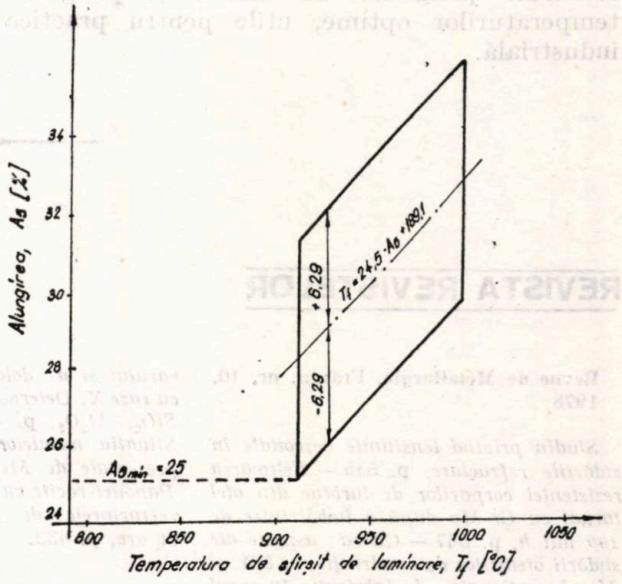


Fig. 10. Poligonul pentru alungire A_5 funcţie de temperatura de sfîrşit de laminare T_f.

rezistenţa la curgere R_c de la 22,5 la 27 daN/mm², pentru rezistenţa la rupere R_r de la 37 la 41 daN/mm², iar pentru alungire A_5 de la 25 la 26,5%, faţă de normele STAS.

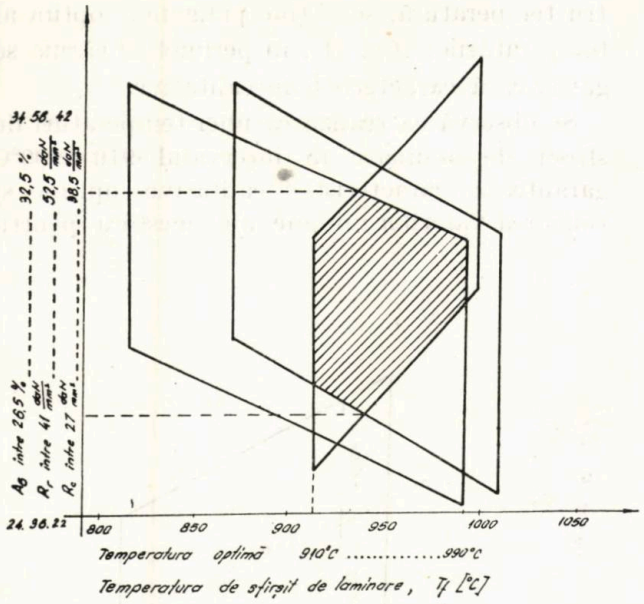


Fig. 11. Poligonul temperaturii optime de sfîrșit de laminare pentru oțelul OL 37 In

Concluzii

Metoda propusă de utilizare a analizei de corelație permite stabilirea influenței naturii oțelului și a factorilor tehnologici de prelucrare asupra caracteristicilor calitative, reprezentate prin rezistență și plasticitate.

Ca rezultat al cercetărilor efectuate s-a construit poligonul de marcă și poligonul temperaturilor optime, utile pentru practica industrială.

Acestea definesc:

— domeniul optim al compoziției chimice la oală care să asigure, pe produsul finit, caracteristici calitative ridicate;

— domeniul optim al temperaturii de sfîrșit de laminare.

Încadrarea în aceste domenii asigură ridicarea valorilor minime ale caracteristicilor de rezistență și plasticitate față de normele STAS și garantează obținerea unei constanțe a nivelului calitativ după prelucrare.

S-au stabilit ecuațiile care, pe baza cunoașterii compoziției chimice la oală a oțelului, permit corectarea tehnologiei, în vederea asigurării nivelului calitativ la produsul finit, fără a mai necesita încercări de laborator.

De asemenea, se poate impune realizarea unei anumite temperaturi de sfîrșit de laminare pentru a se încadra cu caracteristicile calitative în limitele prevăzute de standardele românești.

Poligonul de marcă construit contribuie la ușurarea muncii, la programarea, pregătirea tehnologică și controlul calității produselor, precum și în cadrul oțelăriilor.

Domeniul de aplicare a poligoanelor de marcă se poate extinde și la alte mărci de oțel, inclusiv în domeniul metalurgiei neferoase.

BIBLIOGRAFIE

[1] Knotek, M. *Metode statistico-matematice în metalurgie.* București, Editura tehnică, 1964.
[2] Schumann, H. *Metalurgia fizică.* București, Ed. tehnică, 1969.
[3] *** *Îndreptar fonte și oțeluri.* București, Ed. tehnică, 1969.
[4] Ilca, I. În: Metalurgia, nr. 3, 1969, p. 146—151.

REVISTA REVISTELOR

Revue de Métallurgie, Franța, nr. 10, 1978

Studiu privind tensiunile dezvoltate în zidăriile refractare, p. 545 — *Estimarea rezistenței corpurilor de turbine din oțel turnat cu Cr-Mo după o îmbătrînire de 100 mii h*, p. 567 — *Cîteva aspecte ale sudării oțelurilor de construcție*, p. 581 — *Metode raționale de fabricație în cazul sudării prin bombardament electronic*, p. 593.

La Metallurgia Italiana, Italia, nr. 10, 1978

Indicații ultrasonice în cordoanele de acoperire la sudurile cap la cap de mare grosime, p. 401 — *Aanaliza calculului, a varului și a dolomitei prin fluorescență cu raze X. Determinarea CaO, MgO, Fe_2O_3, SiO_2, Al_2O_3*, p. 405 — *Lumea metalelor. Situația metalelor feroase și neferoase prezentate de Metals Society*, p. 408 — *Panouri răcite cu apă substituind parțial refractarele de la cuptoarele electrice cu arc*, p. 432.

CIT, Franța, nr. 10, 1978

Omogenizarea minereurilor, p. 1717 — *Caracteristicile și caracterizarea cărbunilor și cocsului*, p. 1731 — *Consumul de cocs de Homécourt obținut prin stingere uscată la furnalele de la Joeuf*, p. 1747 — *Manipulatoare cu automatizare integrată pentru deservirea primei caje a unei linii dublu-duo de 220 mm la Aciéries de Bonpertuis*, p. 1761 — *Desulfurarea fontei cu ajutorul magneziului*, p. 1775 — *Transferul de căldură și solidificarea în turnarea continuă*, p. 1785 — *Înlăturarea țunderului prin decapare sulfurică (Contribuție la studiul mecanismului în funcție de structura țunderului)*, p. 1817 — *Determinarea experimentală a JIc*, p. 1835.

La Fonderia Italiana, Italia, nr. 11, 1978

Bronzuri moderne de la turnătoriile din Verona, p. 333 — *Cercetări privind formarea sulfurilor în aliajele Fe — C*, p. 335 — *Influența tehnologiilor de fabricație asupra unor proprietăți ale oțelurilor pentru matrițare la cald*, p. 345 — *Fonte pentru piese de mașini-unelte*, p. 352.

Ing. C. Dragomir, ing. Maria Hanganu
și fiz. D. Țuclea
Institutul de cercetări metalurgice — București

Cercetarea rezistenței mecanice și a structurii mineralogice în timpul hidratării și arderii unor betoane refractare pe bază de ciment spinelic ALICEM—M (D_{2x})

CZ: 696.974.2 :539.42

Deoarece betoanele obținute avînd ca liant hidraulic cimentul spinelic D_2 nu au fost încă cercetate din punct de vedere al evoluției componenților mineralogici și al rezistenței la compresiune cu temperatura, în lucrarea de față se prezintă cîteva tipuri de betoane cu diverse agregate.

Pentru obținerea acestora s-a folosit un ciment spinelic ALICEM—M (D_{2x}) ICEM.

Caracteristicile fizico-chimice ale cimentului sînt redate în tabelul 1.

Tabelul 1

Caracteristicile fizico-chimice ale cimentului refractar spinelic ALICEM—M (D_{2x})

Compoziția chimică, %		Caracteristicile fizico-mecanice	
SiO_2	0,30	Apa de consistență normală :	29,3 %
Al_2O_3	65,6	Timpul de priză :	
Fe_2O_3	0,3	— început	2,45 h
CaO	20,3	— sfîrșit	4,45 h
MgO	12,2	Rezistența la crud pe probe de	
TiO_2	0,3	pastă cu apa de consistență	
Na_2O	0,3	normală :	
K_2O	0,3	— după 1 zi	464kg/cm²
P.C.	0,4	— după 3 zile	620kg/cm²

Amestecarea masei umezite de beton s-a făcut într-un amestecător tip Werner, iar compactizarea probelor (cuburi cu latura de 70 mm) s-a făcut pe o masă de vibrare.

După întărire, probele s-au menținut în apă pentru hidratare timp de 144 h, după care s-au păstrat în aer pînă la efectuarea arderilor la diferite temperaturi. Arderea probelor s-a făcut în cuptoare cameră încălzite cu gaz metan.

Betoane refractare pe bază de agregate de șamotă aluminoase

Pentru obținerea acestor tipuri de betoane refractare s-au folosit șamotele refractare aluminoase: SRD—75; SRD—79; SRE—82.

Compoziția chimică a acestor betoane este redată în tabelul 3.

Evoluția cu temperatura de ardere a structurii mineralogice a betoanelor refractare aluminoase. Cercetarea structurii mineralogice a betoanelor după ardere s-a făcut de la temperatura de 800°C, pe considerentul că sub această temperatură reacțiile între componenții liantului și agregatului sînt neînsemnate.

Tabelul 2

Agregatul refractar	Compoziția chimică, %									
	SiO_2	Al_2O_3	Fe_2O_3	CaO	MgO	TiO_2	Na_2O	K_2O	Cr_2O_3	P.C.
SRD—75	44,3	50,1	1,7	0,6	1,2	1,0	0,3	0,8	—	—
SRD—79	36,4	56,3	3,7	0,9	0,7	0,3	0,3	1,2	—	—
SRE—82	30,9	64,7	1,6	0,6	urme	1,1	0,3	0,6	—	0,2

Ca agregate refractare s-au folosit șamote cu conținut diferit de Al_2O_3: SRD—75, SRD—77, SRE—82, și electrocorindon normal ale căror caracteristici sînt redate în tabelele 2 și 7.

Pentru prepararea probelor de betoane, agregatele refractare s-au granulat în următoarele clase granulometrice: 0—0,2; 0,2—2; 2—5; 5—10 mm, iar degazarea lor s-a făcut astfel ca să se respecte curba granulometrică indicată de Fuler—Bolomey. Proporția de ciment a fost în toate cazurile de 20 % din masa betonului. Apa folosită pentru turnare a variat în funcție de capacitatea de absorbție a agregatelor, situîndu-se între raporturile c/a de 0,45 — 0,65.

Tabelul 3

Agregatul	Componenții chimici, %							
	SiO_2	Al_2O_3	Fe_2O_3	TiO_2	CaO	MgO	Na_2O	K_2O
SRD—75	36,2	53,2	1,6	urme	4,9	3,2	0,2	0,7
SRD—79	30,5	57,40	1,5	0,7	5,7	2,8	0,3	1,1
SRE—82	24,1	64,9	1,2	0,6	5,4	3,1	0,3	0,6

Deci, temperaturile la care s-a efectuat analiza roentgenografică sînt: 800; 1 000; 1 200; 1 400 și 1 500°C (fig. 1; 2 și 3).

Compușii mineralogici existenți în roentgenograme sînt sintetizați în tabelul 4, iar intensi-

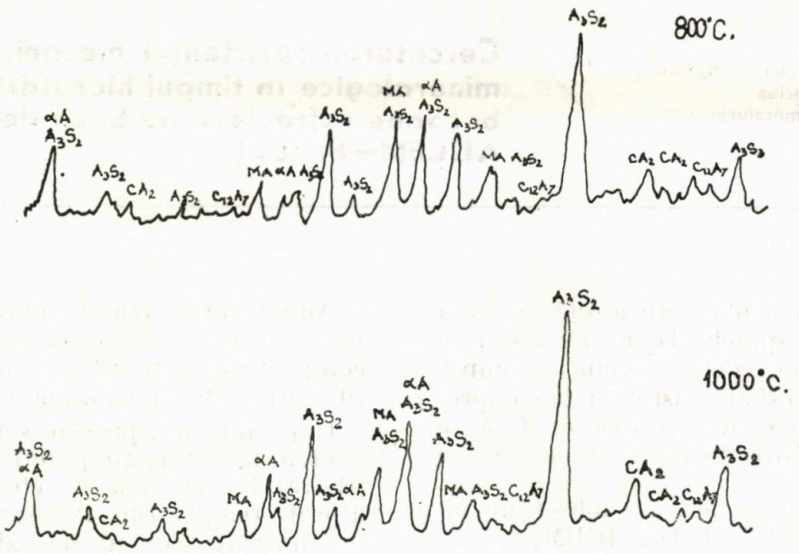


Fig. 1. Roentgenograma betonului refractar din agregat de SRD—75 cu liant hidraulic D_{2x}, după temperatura de ardere de 800 și 1 000°C

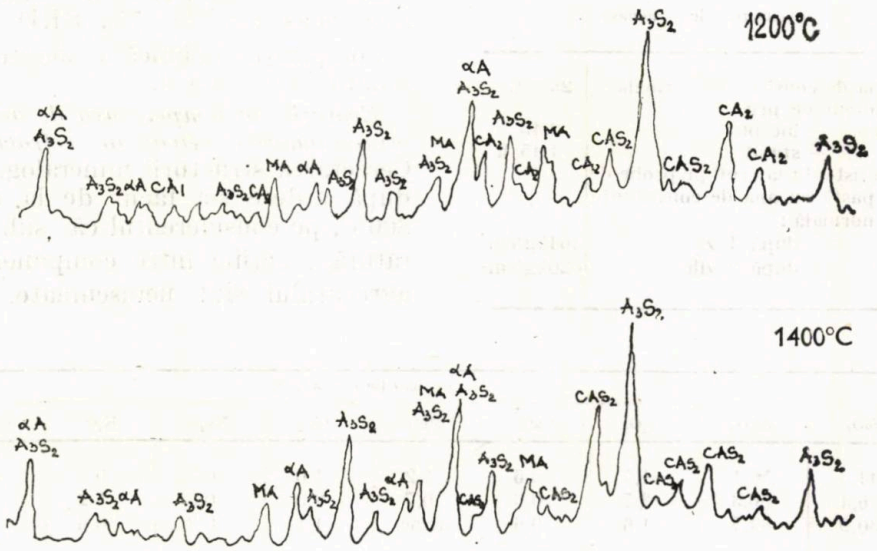


Fig. 2. Roentgenograma betonului cu SRD—75 după ardere la temperaturile de 1 200—1 400°C

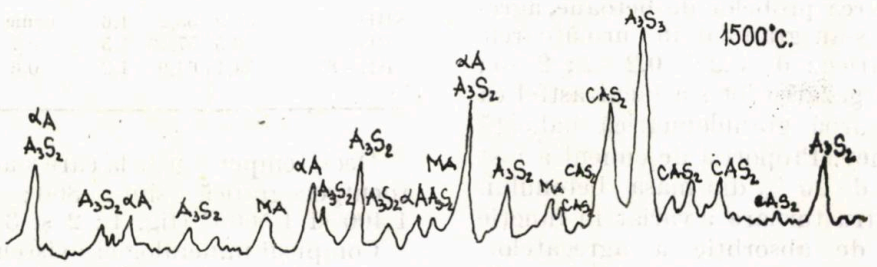


Fig. 3. Roentgenograma betonului cu SRD—75 după ardere la temperatura de 1 500°C

Tabelul 4

Evoluţia componenţilor mineralogici ai betonului avînd ca liant ciment spinelic D_{2x} şi agregat SRD—75, după hidratare şi ardere

Betonul	Cimentul			Agregatul
Beton uscat	MA	CA	CA_2	A_3S_2 αAl_2O_3
După hidratare la 20 °C	MA	$CA \cdot H_{10}$	CA_2	A_3S_2 αAl_2O_3
70 °C	MA	$C_3AH_6 + AH_3$	CA_2	A_3S_2 αAl_2O_3
800 °C	MA	$C_{12}A_7$	CA_2	A_3S_2 αAl_2O_3
1 000 °C	MA	$C_{12}A_7$	CA_2	A_3S_2 αAl_2O_3
1 200 °C	MA	CAS_2	CA_2	A_3S_2 αAl_2O_3
1 500 °C	MA	CAS_2	A_3S_2	αAl_2O_3

Tabelul 5

Compuşii minerali prezenţi în betoanele aluminoase în funcţie de temperaturile de ardere

Temperatura, °C	MA	$C_{12}A_7$	CA_2	CAS_2	A_3S_2	αAl_2O_3
800	*S*	*F.S.*	*F.S.*		*F.P.*	*P*
1 000	*S*	*F.F.S.*	*S*		*F.P.*	*P*
1 200	*S*	*F.F.S.*	*S*		*F.P.*	*P*
1 400	*S*	—	*M*	*S*	*M*	*M*
1 500	*S*	—	—	*M*	*M*	*M*

S — slab; *F. S.*—foarte slab; *M*—mediu; *F. P.*—foarte puternic; *P*—puternic

tăţile aproximative sub care se găsesc, în tabelul 5.

Din studiul evoluţiei componenţilor mineralogici ai betonului cu temperatura, se pot deduce reacţiile care au loc în componenţa betonului, acestea efectuîndu-se în trei etape şi anume:

— evoluţia mineralogică separată a fiecărui component al betonului.

— începutul reacţiei între componenţii reactivi ai betonului;

— vitrifierea, care determină valoarea rezistenţei finale a betonului.

Întărirea betonului are loc datorită hidratării componenţilor aluminaţi ai cimentului, care se efectuează independent de componenţii agregatului, după aceleaşi reacţii de hidratare ca şi în pasta pură de ciment D_2, componenţi care se regăsesc în beton şi după terminarea prizei. La temperatura de 800 °C sînt prezenţi în beton următorii componenţi mineralogici: spinelul MA; heptaaluminatul de calciu $C_{12}A_7$; dialuminatul de calciu CA_2; mulit A_3S_2 şi α alumina.

Cu creşterea temperaturii de ardere la 1 000°C heptaaluminatul de calciu scade în intensitate, iar dialuminatul creşte, recristalizîndu-se într-o cantitate mai mare. Restul mineralelor rămîn neschimbate.

La temperatura de 1 200°C începe reacţia între particulele fine ale agregatului cu componenţii liantului, ducînd la formarea noului component al betonului CAS_2 (anortitul), care creşte în dimensiuni odată cu urcarea temperaturii. Odată cu formarea anortitului începe să se formeze şi liantul ceramic. De remarcat este faptul că componentul principal al liantului spinelul MA rămîne neschimbat la toate temperaturile de ardere, avînd doar rolul său de a ridica refractaritatea şi a-i îmbunătăţi unele caracteristici.

Evoluţia rezistenţelor mecanice cu temperatura a betoanelor refractare aluminoase. Probele de betoane refractare aluminoase (cuburi cu latura de 70 mm) au fost supuse la determinarea rezistenţei mecanice atît la crud, cît şi după ardere la diferite temperaturi (tab. 6).

Analizînd valorile rezistenţelor mecanice atît în procesul de hidratare, cît şi după ardere la temperaturile amintite (tab. 6) şi corelînd cu evoluţia mineralogică a betonului la aceleaşi temperaturi, se pot trage concluzii din care să rezulte concordanţa între procesul de hidratare, deshidratare şi formarea liantului ceramic şi rezistenţa mecanică a betonului. La crud rezistenţa mecanică creşte proporţional cu timpul de hidratare, respectiv cu cristalizarea compuşilor hidrataţi în forma stabilă la temperatura obişnuită $3CaO \cdot Al_2O_3 \cdot 6H_2O$.

Odată cu creşterea temperaturii are loc deshidratarea componenţilor mineralogici hidrataţi ai cimentului din componenţa betonului, situaţie ce se răsfrînge asupra comportării betonului la compresiune — ducînd la scăderea rezistenţei mecanice pînă la temperatura de 1 200°C. De la această temperatură începe reacţia între componenţii reactivi ai betonului care fac să apară componentul $CaO \cdot Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ şi respectiv apariţia liantului ceramic, fapt ce determină favorabil rezistenţa betonului care începe să crească (tab. 6, fig. 4).

Beton refractar cu agregat de electrocorindon normal şi liant hidraulic ciment spinelic ALICEM—M tip D_{2x}. Pentru obţinerea acestui beton s-a folosit electrocorindon normal cu compoziţia chimică (tab. 7), în proporţie de 80% şi ca liant, ciment D_{2x} 20%.

Tabelul 6

Betonul	Rezistenţa la compresiune la crud, kg/cm²			Rezistenţa la compresiune după ardere, kg/cm²					
	1 zi	3 zile	7 zile	600°C	800°C	1000°C	1 200°C	1 400°C	1 500 °C
SRD—75	170	240	390	180	160	150	100	170	deformat
SRD—79	240	374	420	250	230	210	200	330	deformat
SRE—82	410	510	520	290	250	200	200	410	deformat

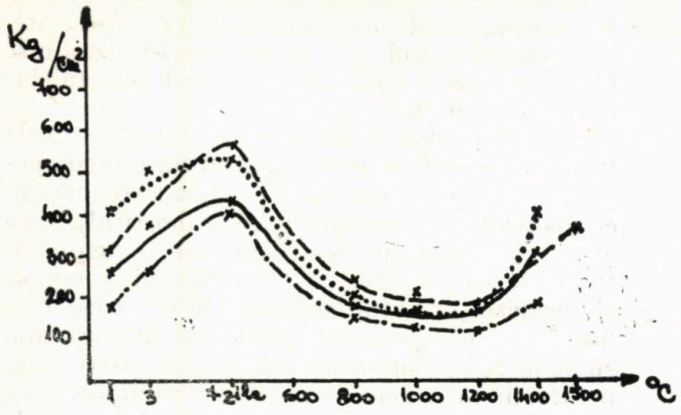


Fig. 4. Curba rezistenței la compresiune, la hidratare și ardere a unor tipuri de betoane:
– – – – – D_{2x} + electrocorindon;
–.–.–.– D_{2x} + SRD–75;
———— D_{2x} + SRD–79;
..... D_{2x} + SRE–82

Tabelul 7

Agregatul	Compoziția chimică, %			
	SiO_2	Al_2O_3	TiO_2	Fe_2O_3
Electrocorindon normal	3,2	90,0	3,4	0,8

Tabelul 8

Betonul cu agregat	Compoziția chimică a betonului, %							
	SiO_2	Al_2O_3	Fe_2O_3	TiO_2	CaO	MgO	Na_2O	K_2O
Electrocorindon normal	2,8	85,7	1,5	0,4	6,3	2,4	0,08	0,02

Asupra probelor de beton de acest tip s-au efectuat aceleași determinări ca și la betonul cu agregat de șamotă. S-au determinat rezistența la compresiune în procesul de hidratare și după ardere și evoluția mineralogică cu temperatura.

Pînă la temperatura la care componenții reactivi ai betonului încep să reacționeze, evoluția mineralogică a componenților se face distinct (tab. 9, fig. 5 și 6).

Tabelul 9

Evoluția componenților mineralogici ai betonului cu agregat electrocorindon și ciment spinelic D_{2x}

Betonul	Cimentul		Agregatul	
Beton uscat	MA	CA CA_2	αAl_2O_3	CA_6
După hidratare la 20 °C	MA	CAH_{10} CA_2	αAl_2O_3	CA_6
70 °C	MA	$C_3AH_6 + AH_3$	αAl_2O_3	CA_6
800 °C	MA	$C_{12}A_7 + CA_2 + CA$	αAl_2O_3	CA_6
1 000 °C	MA	$CA + CA_2 + C_{12}A_7$	αAl_2O_3	CA_6
1 200 °C	MA	$CA_6 + CA_2 + CA$	αAl_2O_3	CA_6
1 400 °C	MA	CA_6	αAl_2O_3	
1 500 °C	MA	CA_6	αAl_2O_3	

La 800°C compușii minerali care intră în compoziția betonului sînt: spinelul magnezitic, heptaaluminatul de calciu, mono și dialuminatul de calciu, α alumina și hexaaluminatul de calciu.

La 1 200°C componenții reactivi ai cimentului încep să reacționeze cu componenții agregatului, ducînd la îmbogățirea betonului în componentul CA_6, care la temperatura de 1 500°C formează componentul de bază al betonului cu electrocorindon.

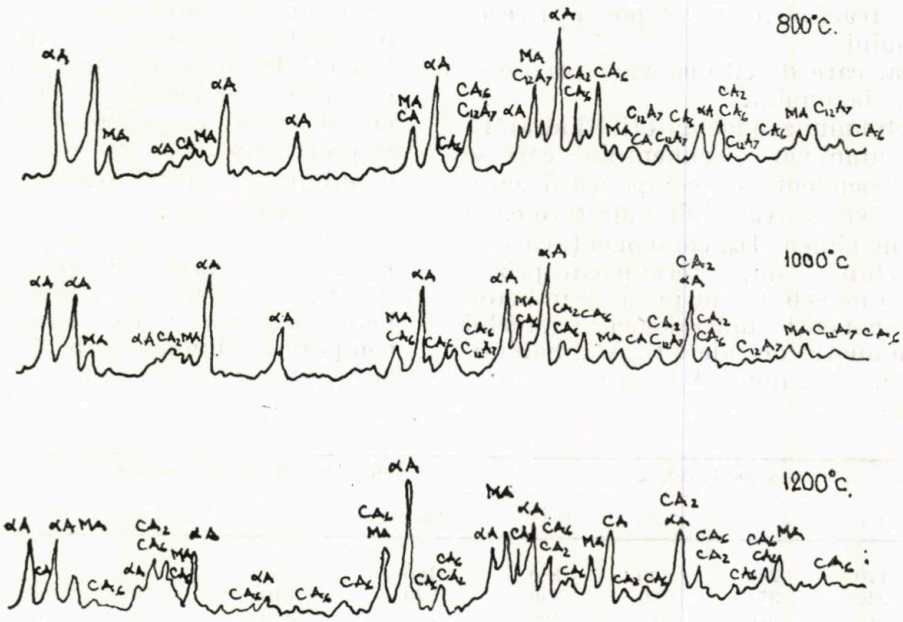


Fig. 5. Roentgenogramele betonului cu electrocorindon și ciment spinelic D_{2x} la 800, 1 000 și 1 200°C

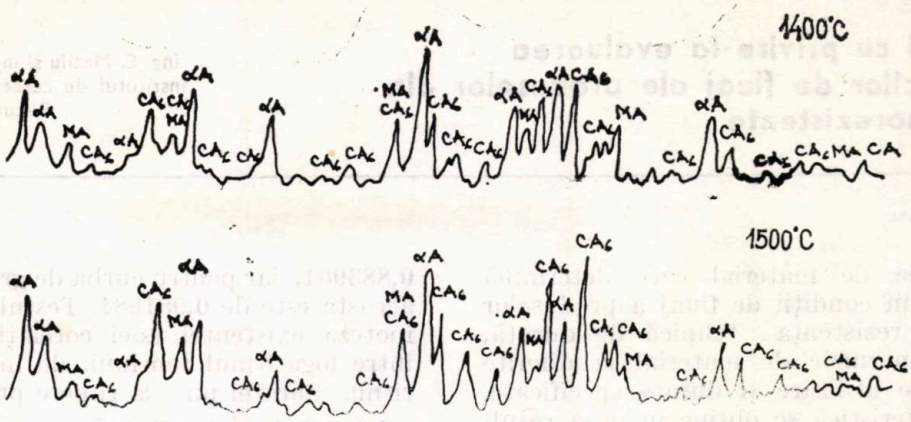


Fig. 6. Roentgenogramele betonului cu electrocorindon și ciment spinelic D_{2x} la 1 400 și 1 500°C

Tabelul 10

Compoziția mineralogieă aproximativă cu temperatura a betonului pe bază de electrocorindon și ciment spinelic ALICEM—M(D_{2x})

Temperatura, °C	MA	CA	CA_2	$C_{12}A_7$	Al_2O_3	CA_6
800	*S*	*F.S.*	*F.S.*	*S.*	*F.P.*	*M*
1 000	*S*	*F.S.*	*F.S.*	*F.S.*	*F.P.*	*M*
1 200	*S*	*S.*	*S.*	—	*P*	*P*
1 400	*S*	—	—	—	*P*	*F.P.*
1 500	*S*	—	—	—	*P*	*F.P.*

Tabelul 11

Evoluția cu temperatura a rezistențelor mecanice ale betonului cu agregat de electrocorindon normal și liant ciment spinelic ALICEM—M(D_{2x})

Betonul cu electrocorindon	Rezistența la compresiune la crud, kg/cm²			Rezistența la compresiune după ardere, kg/cm²					
	1 zi	3 zile	7 zile	600 °C	800 °C	1 000 °C	1 200 °C	1 400 °C	1 500 °C
Electrocorindon	350	500	560	270	240	200	170	300	350

Alura curbei rezistenței la compresiune este aceeași cu a betoanelor cu șamote (fig. 4), determinată de transformările mineralogice din componența betoanelor. Spre deosebire de acestea, la temperatura de 1 500°C acest beton nu a suferit deformări.

Compoziția mineralogică este redată în tabelul 10, iar valorile rezistenței la compresiune sînt redate în tabelul 11.

Concluzii

Atît studiul compoziției mineralogice și evoluția funcție de temperatură, cît și stabilirea aproximativă a cantității acestor minerale la diferite temperaturi, sînt interesant de cunoscut, deoarece permit pe de o parte să se identifice diferite materiale utilizate în industrie, iar pe de altă parte să se prevadă reacțiile care au loc în produsele refractare în cursul hidratării și arderii lor.

În lucrarea de față sînt tratate comportarea atît a cimentului, cît și a betoanelor pe bază de ciment spinelic ALICEM—M (D_{2x}) cu diferite agregate în procesul de hidratare și ardere și s-a corelat cu comportarea lor la solicitări mecanice. S-a văzut influența ce o exercită hidratarea, deshidratarea și vitrifierea asupra rezistenței mecanice, de asemenea influența temperaturii (prin încălzirea ușoară la 70°C) asupra hidratării componenților mineralogici CA și CA_2 și asupra rezistenței mecanice. Temperatura influențează favorabil procesul de hidratare a compusului CA_2 în special, a cărui hidratare este mai înceată.

De asemenea s-a constatat că componentul MA nu suferă hidratare și nici în reacție cu componenții agregatelor din betoane nu intră pînă la temperatura la care s-au efectuat încercările.

S-au stabilit componenții mineralogici ai unor betoane cu ciment spinelic ALICEM—M (D_{2x}) la diferite temperaturi.

Considerații cu privire la evaluarea caracteristicilor de fluaj ale produselor din oțeluri termorezistente

Ing. E. Mazilu și ing. Cristina Scorțea
Institutul de cercetări metalurgice — București

CZ : 669.14.018.45 : 539.434

Caracteristica de material care determină comportarea în condiții de fluaj a produselor din oțel este rezistența tehnică de durată, garantată în normele de material la diferite temperaturi de utilizare și durate specificate. Această caracteristică se obține în baza rezultatelor unor încercări de laborator pe instalații specializate [1], principala informație obținută fiind durata necesară pentru a se produce ruperea unei probe convenționale la o temperatură și tensiune de încercare precizată.

Avînd în vedere pe de o parte importanța cunoașterii apriori a valorilor pentru rezistența tehnică de durată a oțelurilor, iar pe de altă parte faptul că volumul de probe și duratele efective ale încercărilor, practic posibile de realizat, sînt limitate, s-au preconizat metode de estimare a acestei caracteristici în baza unui volum de probe și durate ale încercărilor relativ reduse.

În lucrare se prezintă unele aspecte legate de aplicarea criteriilor statistice la evaluarea rezistenței de durată a oțelurilor în baza metodelor de extrapolare existente.

Principalele metode aplicate la extrapolarea datelor de fluaj. Legea de variație în timp a proprietăților de fluaj ale oțelurilor nu este pe deplin precizată, astfel că pentru estimarea valorilor rezistenței tehnice de durată, în baza unor încercări experimentale cu durate limitate, au fost propuse mai multe metode de extrapolare care au la bază diferite ipoteze. În figura 1 sînt prezentate principalele metode de extrapolare utilizate.

Una din primele metode, folosită cu succes și în prezent, este metoda directă conform căreia, în coordonate, logaritmul tensiunii de încercare — logaritmul timpului, duratele pînă la rupere prin fluaj ale probelor încercate la o aceeași temperatură și diferite niveluri de tensiune, se dispun după o dreaptă. Cercetări mai recente [2]—[4] au pus în evidență faptul că în coordonate dublu logaritmice duratele de rupere prin fluaj la diferite tensiuni de încercare, temperatura fiind menținută constantă, se dispun după o curbă de gradul II. Astfel în figura 2 se prezintă, pentru temperaturi de 500°C, rezultatele obținute prin prelucrarea analitică a datelor de fluaj ale unui oțel cu 0,30%Mo, prin metoda directă. În diagramele prezentate au fost figurate și punctele experimentale. Se constată că în primul caz curba de gradul I (fig. 2, *a*) coeficientul de corelație curbilinie este de 0,883904, iar pentru curba de gradul II (fig. 2,*b*) aceasta este de 0,981984. Testul făcut confirmă ipoteza existenței unei corelații de gradul II între logaritmul tensiunii de încercare și logaritmul duratei pînă la rupere prin fluaj, pentru o temperatură constantă.

O categorie importantă de metode de extrapolare a rezultatelor de fluaj o constituie meto-

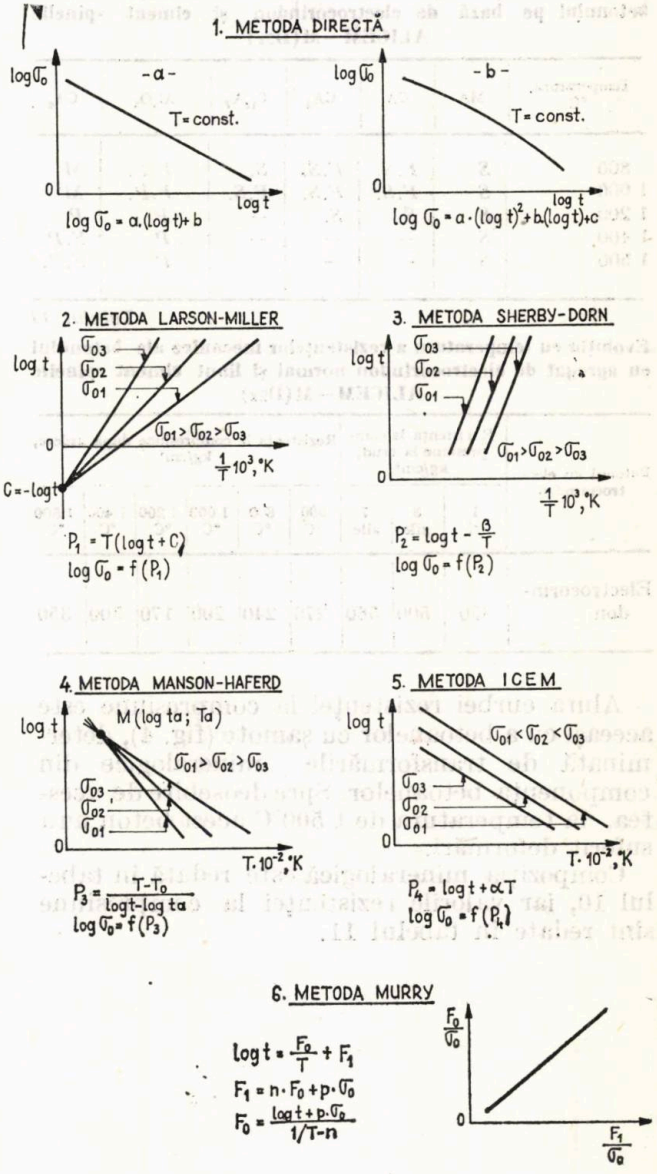


Fig. 1. Principalele metode de extrapolare aplicate la extrapolarea datelor de fluaj

dele parametrice. În general acestea se bazează pe faptul că fluajul este un fenomen care poate fi activat prin creșterea temperaturii și respectiv a tensiunii de încercare. În toate cazurile se obține o corelație între tensiunea de rupere prin fluaj și un parametru de extrapolare, care la rîndul său este funcție de temperatură, timp și o mărime independentă de tensiunea de

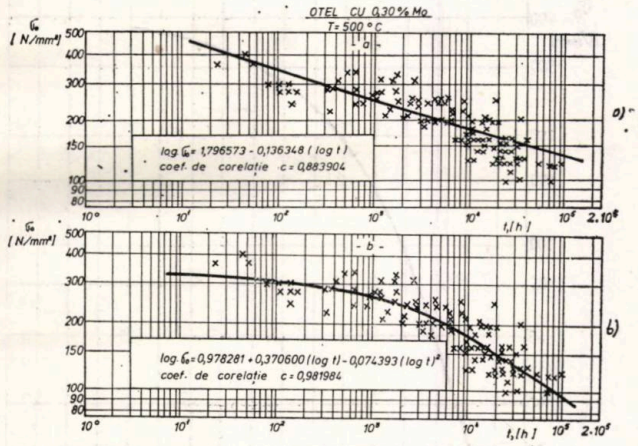


Fig. 2. Prelucrarea analitică a datelor de fluaj ale unui oțel cu 0,3% Mo prin metoda directă :
a — corelație de gradul I ; *b* — corelație de gradul II

încercare, denumită constantă de extrapolare. Valoarea acesteia este dată în coordonate $\log t - 1/T$ sau T°K fie de punctul de intersecție al fasciculului de drepte izobare (metodele *2* și *4* din fig. 1), fie de panta comună a acestora (metodele *3* și *5* din fig. 1). Metoda Murry [6] este o generalizare a metodelor Larson—Miller și Sherby-Dorn. Murry consideră că cele două constante de extrapolare (C și respectiv B) nu sînt independente de tensiune și variază cu aceasta.

Prelucrarea datelor experimentale de fluaj prin oricare din metodele enumerate se poate face fie pe cale grafică fie, atunci cînd volumul de informații este relativ mare, pe cale analitică, utilizînd calculatoare electronice [4], [5].

În prezent nu se dispune de o metodă de extrapolare unanim acceptată, iar aplicarea mai multor metode aceluiași set de date duce la obținerea de valori diferite pentru rezistența tehnică de durată. În tabelul 1 sînt prezentate valorile pentru rezistența tehnică de durată ale unui oțel carbon termorezistent cu 0,20% C, la trei niveluri de temperatură, obținute prin prelucrarea analitică a aceluiași set de date experimentale prin cele șase metode de extrapolare enumerate. Valorile calculate pentru $R_{r/10\,000}$ și respectiv $R_{r/100\,000}$ sînt transpuse grafic în figura 3. Se pune astfel în evidență faptul că valorile pentru rezistența de durată diferă cu metoda de extrapolare aplicată, aceste diferențe fiind mai mari la durate și respectiv temperaturi mai ridicate.

Această constatare arată necesitatea aplicării în mod diferențiat a metodelor de extrapolare diferitelor clase de oțeluri termorezistente. Metoda de extrapolare aplicată la o marcă de oțel este determinată de tendința de convergență sau paralelism a fasciculului de drepte izobare trasate în coordonate $\log t - 1/T$°K sau T°K.

Principalele probleme ale aplicării calculului statistic la prelucrarea datelor de fluaj. Așa cum s-a arătat evaluarea caracteristicilor de fluaj ale produselor din oțeluri termorezistente cuprinde două etape de calcul și anume :

— determinarea valorii pentru constanta de extrapolare ;

— stabilirea corelației între logaritmul tensiunii de încercare și valorile calculate ale parametrului de extrapolare.

În prima etapă a calculului se determină valoarea constantei de extrapolare. De regulă se admite pentru fiecare marcă de oțel și metodă de prelucrare o anumită valoare pentru constanta de extrapolare. În realitate aceasta nu are o valoare certă, deoarece pe de o parte în coordo-

Tabelul 1

Metoda de extrapolare (conf. fig. 1)	Valorile constantelor de extrapolare	$R_{r/10\,000}$ N/mm²			$R_{r/100\,000}$ N/mm²		
		400°C	450°C	500°C	400°C	450°C	500°C
1	Corelație de gradul II	186,1	113,2	54,1	132,5	67,8	29,4
2	$C = 23$	189,3	113,2	52,2	130,8	65,9	25,5
3	$B = 17\,160$	189,1	112,3	51,2	136,7	61,0	24,5
4	$T_a = 1\,037{,}5$ $\log \cdot t_a\ 6{,}2$	182,3	115,2	59,0	129,8	73,7	33,3
5	$\alpha = 3{,}31 \cdot 10^{-2}$	186,1	112,3	54,1	131,8	71,7	30,4
6	$p = 0{,}13$ $n = 1{,}09 \cdot 10^{-3}$	185,0	114,2	54,1	114,7	68,8	31,4
	STAS 8184—77	191,0	112,0	51,0	132,0	68,0	29,0

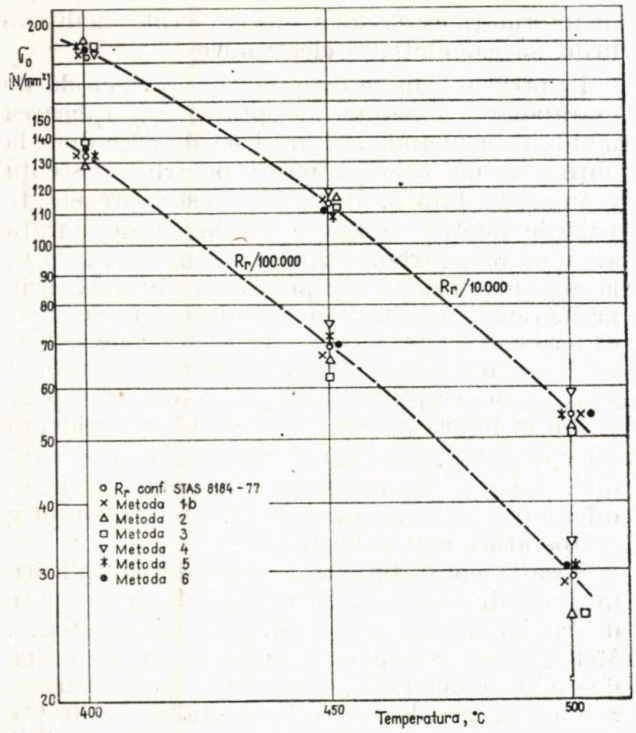


Fig. 3. Rezultatele prelucrării analitice a datelor de fluaj alè unui oţel cu 0,2 % C, prin metodele parametrice prezentate în figura 1

nate $\log t - 1/T$ sau $T°K$ punctele experimentale determinate la aceeaşi tensiune de încercare nu se dispun după o dreaptă, izobarele trasate constituind, cu un nivel de încredere precizat, dreptele de regresie ale punctelor experimentale, iar pe de altă parte dreptele obţinute nu converg în general către un singur punct, respectiv fasciculul de drepte izobare nu are o pantă comună. De regulă se calculează valoarea medie a acestei mărimi. De exemplu valorile posibile ale constantei de extrapolare Larson—Miller, calculată pentru un acelaşi set de date experimentale, sînt cuprinse între 26,0 şi 39,6 [2].

În cea de-a doua etapă de calcul se determină corelaţia dintre logaritmul tensiunii de încercare şi valoarea calculată a parametrului de extrapolare (curba de bază a oţelului analizat). Cercetările efectuate [4], [5] au pus în evidenţă faptul că mulţimea statistică a valorilor obţinute pentru diferiţi parametri de extrapolare şi niveluri de tensiune de încercare corespunzătoare admit o corelaţie de gradul II. Pentru exemplificare, în figurile 4 şi 5 se prezintă după [6] curbele de bază ale oţelurilor de tip 1% Cr — 0,5% Mo şi respectiv 2,25% Cr — 1% Mo.

Analiza făcută asupra curbelor de bază ale diferitelor mărci de oţeluri termorezistente, uzual utilizate, pune în evidenţă o schimbare de pantă a curbelor la o anumită valoare a parametrului de extrapolare. Existenţa acestei modificări este evidenţiată şi în lucrarea [7] în care se analizează rezistenţa la fluaj a fontelor cu grafit nodular feritice. În figura 6 (*a* şi *b*) se prezintă, pentru oţelul cu 0,3% Mo, variaţia valorilor pentru rezistenţa tehnică de durată de 100 000 h cu parametrul de extrapolare Larson—Miller (mărcile de oţel 16Mo3 conform STAS 8184—77 şi 15 Mo3 conform DIN 17.175).

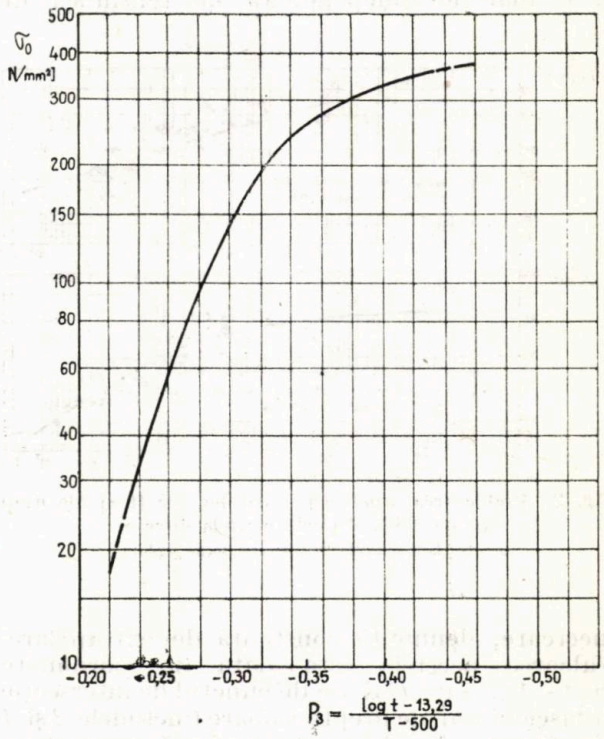


Fig. 4. Curba de bază a oţelului 1% Cr — 0,5% Mo [6]

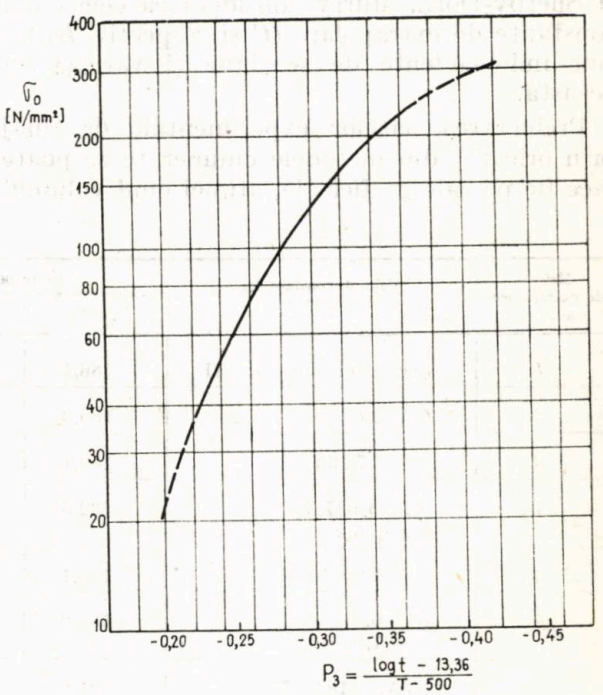
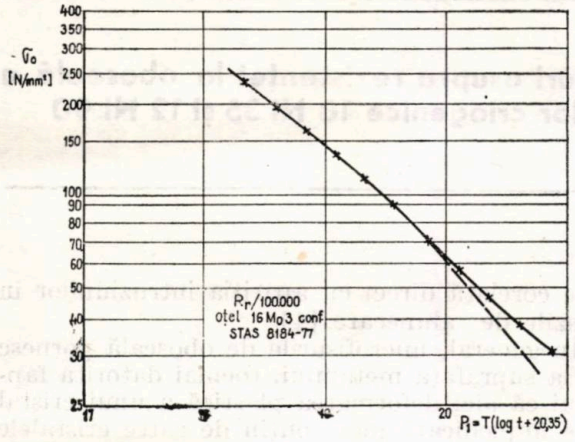
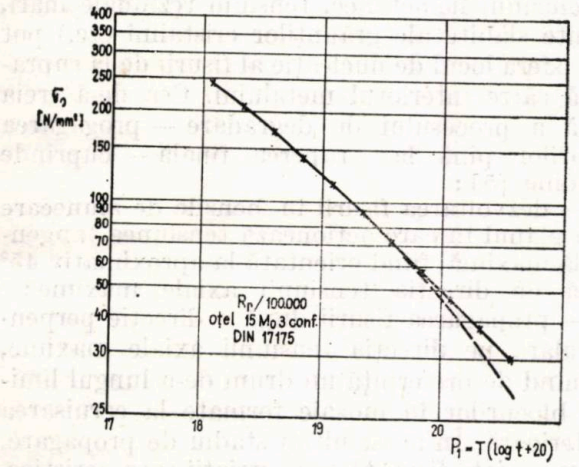


Fig. 5. Curba de bază a oţelului 2,25% Cr — 1% Mo [6]



a)



b)

Fig. 6. Curbe de gradul III pentru oțelul cu 0,3% Mo:
a — $R_{r/100\,000}$ pentru oțelul 16Mo3 conf. STAS 8184—77;
b — $R_{r/100\,000}$ pentru oțelul 15Mo3 conf. DIN 17.175

Valoarea constantei de extrapolare a oțelului 16Mo3 conform STAS 8184—77, calculată statistic în baza datelor experimentale, este de 20,35, iar pentru oțelul 15Mo3, conform DIN 17175, s-a considerat $C = 20$. Se pune astfel în evidență punctul de inflexiune de pe curba de bază a oțelului, care pentru cazul analizat se află dispus la valori ale parametrului Larson—Miller corespunzătoare unor temperaturi în jur de 530°C, temperaturi aflate la limita domeniului de utilizare recomandat pentru produsele din această marcă de oțel.

Rezultă că, la prelucrarea statistico-matematică a acestor date pentru determinarea corelației de gr. II dintre logaritmul tensiunii de rupere și parametrul de extrapolare, va trebui să se țină seamă de această schimbare de pantă a curbei fie prin limitarea curbei la o valoare a parametrului de extrapolare corespunzătoare punctului de inflexiune, fie prin testarea datelor printr-o ecuație de gradul III.

Aplicarea corelației de gradul II în tot domeniul de valori experimentale duce la o deplasare a curbei de bază și, implicit, la supraestimarea caracteristicilor de fluaj ale oțelului analizat.

Concluzii

Analiza făcută a confirmat necesitatea aplicării metodelor statistico- matematice la evaluarea rezistenței de durată a oțelurilor în baza metodelor de extrapolare existente și a pus în evidență următoarele aspecte:

— necesitatea verificării apartenenței tuturor datelor experimentale de rupere prin fluaj la mulțimea statistică analizată, în vederea eliminării acestor valori rezultate în urma unor abateri de la condițiile de încercare;

— testarea, în coordonate log $t - 1/T°K$ și respectiv $T°K$, a modului de așezare a datelor în vederea alegerii metodei de extrapolare ce urmează a fi aplicată;

— admiterea unei corelații de gradul II între logaritmul tensiunii de rupere și logaritmul duratei pînă la rupere sau respectiv parametrul de extrapolare;

— existența unui punct de inflexiune pe curba de bază a oțelului. Într-o primă aproximație, valoarea punctului de inflexiune de pe curba de bază poate fi considerată drept valoarea pe care o are parametrul de extrapolare la tensiunea de rupere de 100 000 h și temperatura maximă de uilizare recomandată pentru oțelul analizat sau pentru un oțel echivalent cu acesta.

* * *

Constatările făcute evidențiază necesitatea actualizării recomandărilor privind metodele de interpretare și prelucrare a datelor de rupere prin fluaj prevăzute în standardele pentru încercări la fluaj în vigoare.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * *Încercarea de rupere prin fluaj a oțelurilor la temperaturi ridicate.* STAS 8894—71.

[2] Granàcher, G. În: Stahl und Eisen, 95, nr. 8, 1975, p. 367—369.

[3] Mazilu, E. Sesiunea de comunicări științifice, ICEM — București, 8—10 sept., 1976, Secția a II-a.

[4] Goldhoff, M. R. În: Journal of Testing and Evaluation, JTEVA, vol. 2 nr. 5, 1974, p. 387—424.

[5] Mazilu, E., Lașcu-Simion N. și Scorțea, Cristina Sesiunea de comunicări științifice, ICEM—București, 7—9 sept., 1977, Secția a II-a.

[6] * * * *Resumé des caracteristiques moyennes de contrainte de rupture pour les aciers corroyés pour chaudières et appareils à pression pour des durées de 10 000 à 250 000 heures et courbes types ISO.* În: Data, nr. 1, ian., 1975.

[7] Kovats, L. Teză de doctorat. Institutul politehnic — „Traian Vuia" — Timișoara, 1977.

Prof. dr. ing. M. Truşculescu
şi
dr. ing. I. Mitelea
Institutul politehnic „Traian Vuia" — Timişoara

Cercetări asupra rezistenţei la oboseală a oţelurilor criogenice 10 Ni 35 şi 12 Ni 90

CZ :669.14.018.41 :539.431

Bazele fizice ale ruperii prin oboseală

Ansamblul cercetărilor efectuate pînă în prezent au demonstrat că procesul de degradare a materialelor metalice prin solicitări variabile prezintă următoarele faze distincte : ecruisarea prin deformaţii repetate ; nucleaţia fisurilor ; propagarea fisurilor pînă la stadiul ruperii.

Toate cele trei faze de degradare au un element comun legat de deformaţia plastică repetată, a cărei acumulare localizată la nivelul reţelei cristaline sau în întreaga masă de metal — în funcţie de intensitatea ciclului de solicitare — determină aspecte caracteristice ale acestor faze. Mecanismul ecruisării prin deformaţii repetate este astăzi justificat prin mişcarea şi interacţiunea defectelor de reţea cristalină. Cu cît este mai puternică interacţiunea dislocaţiilor în mişcare cu obstacolele prezente în cristal sau cu alte bucle de dislocaţii, cu atît se desfăşoară mai rapid fenomenul de ecruisare în prima fază.

Odată cu generalizarea ecruisării, pe suprafaţa materialului apar benzi de alunecare decelabile prin microscopie optică. Distanţa dintre aceste benzi descreşte pe măsură ce creşte intensitatea solicitării, iar la un nivel constant de solicitare benzile de alunecare se accentuează, pătrunzînd în interiorul metalului pe măsură ce se măreşte numărul de cicluri [1]. Examinările metalografice electronice relevează că în benzile de alunecare se produc erupţii de metal în folii subţiri — extruziuni — concomitent cu formarea în aceeaşi bandă de alunecare a unor adînciturі — intruziuni [2].

Explicarea acestor fenomene în lumina teoriei dislocaţiilor a fost posibilă cu ajutorul unor modele bazate pe mecanismul alunecării transversale a dislocaţiilor elicoidale [3]. Rezultatele experimentărilor de pînă acum atestă că topografia caracteristică din benzile de alunecare se dezvoltă în continuare sub acţiunea deformaţiilor repetate în fisuri şi nucleaţia fisurilor este corelată direct cu apariţia intruziunilor în benzile de alunecare [4].

În general, microfisurile de oboseală pornesc de la suprafaţa metalului, tocmai datorită faptului că aici deformarea plastică a unui cristal este împiedicată mai puţin de către cristalele vecine. S-a dovedit însă că defectele de material (incluziuni nemetalice, tensiuni reziduale mari, limite slăbite ale grăunţilor cristalini etc.) pot transfera locul de nucleaţie al fisurii de la suprafaţă către interiorul metalului. Cea de-a treia fază a procesului de degradare — progagarea fisurilor pînă la ruperea finală — cuprinde stadiile [5] :

— dezvoltarea fisurii în benzile de alunecare din planul în care acţionează tensiunea tangenţială maximă, fiind orientată la aproximativ 45° faţă de direcţia tensiunii axiale maxime ;

— propagarea fisurii după o direcţie perpendiculară pe direcţia tensiunii axiale maxime, urmînd de preferinţă un drum de-a lungul limitei blocurilor în mozaic formate la ecruisarea anterioară. În acest ultim stadiu de propagare, pe suprafaţa fisurată apar striaţii caracteristice.

Deoarece procesul de degradare a materialelor metalice prin solicitări ciclice depinde de o multitudine de factori constructivi, tehnologici şi de exploatare, în cadrul prezentei lucrări se evidenţiază influenţa compoziţiei chimice şi a microstructurii de exploatare a două oţeluri criogenice asupra distribuţiei rezistenţei la oboseală pentru o durabilitate dată.

Lucrări experimentale

Oţelurile criogenice cercetate au fost elaborate în cuptoare electrice cu inducţie şi au compoziţia chimică prezentată în tabelul 1.

Oţelul aliat cu 3,5% Ni face parte din clasa ferito-perlitică şi pentru obţinerea unor proprietăţi favorabile de exploatare se tratează termic prin călire urmată de revenire înaltă [6]. Oţelul aliat cu 9% Ni face parte din clasa bai-

Tabelul 1

Marca de oţel	Compoziţia chimică, %								
	C	Si	Mn	S	P	Cu	Ni	Cr	Al
10 Ni 35	0,09—0,10	0,33—0,36	0,40—0,41	0,010—0,012	0,013—0,017	0,14—0,15	3,5—3,5	0,06	0,052—0,053
12 Ni 90	0,11—0,13	0,11—0,18	0,17—0,21	0,020—0,025	0,013—0,020	0,04	9,35—9,66	0,04	0,012

nito-martensitică și se supune tratamentului termic final de dublă normalizare, urmată de revenire înaltă, călire+revenire înaltă sau tratamentului termomecanic, „marstraining". Prezența Ni ca element de aliere favorizează creșterea tenacității, a călibilității și micșorarea tendinței către rupere fragilă la temperaturi scăzute.

În scopul menținerii unor valori ridicate ale caracteristicilor de ductilitate la temperaturi joase, precum și pentru o bună rezistență la solicitări variabile se impune ca conținutul de incluziuni nemetalice să fie cît mai mic posibil [7].

Pentru evitarea efectelor nedorite ale incluziunilor în aprecierea reală a limitei de oboseală, cercetările efectuate au avut ca punct de plecare determinarea stereometrică a gradului de puritate a oțelurilor cercetate.

Din cele două șarje de material, după aplicarea tratamentelor termice finale conform tehnologiei prezentată în [6], s-au confecționat epruvete de oboseală ale căror forme și dimensiuni sînt redate în figura 1.

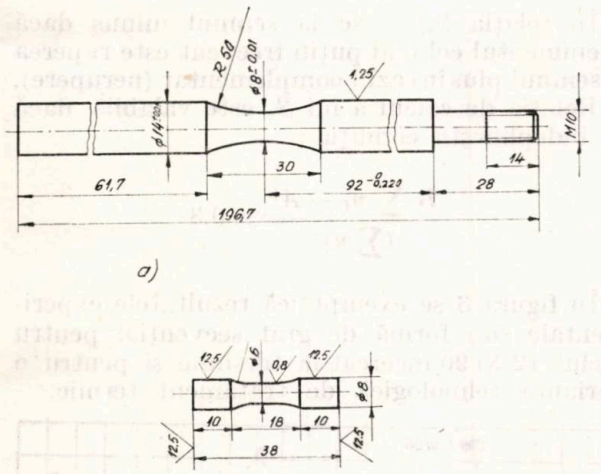


Fig. 1. Forma și dimensiunile epruvetelor de oboseală: *a* – epruvetă pentru încovoiere rotativă; *b* – epruvetă pentru solicitări de tensiune

Se precizează că s-a urmărit determinarea rezistenței la oboseală prin cicluri simetrice de încovoiere rotativă și prin cicluri de torsiune.

Pentru a urmări efectul condițiilor de solicitare asupra naturii rupturilor și a modului de propagare a fisurii pînă la ruperea finală, s-a efectuat și examenul microfractografic al epruvetelor.

Evaluarea și interpretarea rezultatelor experimentale

Determinarea gradului de puritate. Analiza incluziunilor nemetalice s-a făcut prin metode stereometrice, utilizînd analizorul automat de faze Epiquant. Aceasta presupune determinarea dimensiunii medii, a proporției volumice și a repartiției incluziunilor după numărul acestora.

Examinările au fost efectuate pe 14 cîmpuri de 1,6×1,6 mm dispuse în centrul probei pe două rînduri. Epruvetele au fost prelevate transversal față de direcția de laminare și cercetate în stare călită.

S-au determinat următoarele mărimi primare:

- n_i — numărul incluziunilor pe fiecare cîmp;
- l_i — lungimea totală a incluziunilor dintr-un cîmp;
- n_j — numărul particulelor din fiecare clasă de dimensiuni (13 clase).

Cu ajutorul acestor date, obținute direct de la aparatul de analiză, s-a calculat:

- dimensiunea medie a incluziunilor $\bar{l} = \frac{\sum_{i=1}^{14} l_i}{\sum_{i=1}^{14} n_i}$;
- proporția volumică, $V = \frac{\sum_{i=1}^{14} l_i}{L}$, în care L este lungimea totală explorată pe toate cele 14 cîmpuri ($L = 1{,}6 \times 25 \times 14$ mm);
- numărul de particule pe unitatea de volum și curba de repartiție a acestora după mărime.

Valorile individuale ale proporției volumice și ale dimensiunii medii a incluziunilor, care permit calculul abaterii standard față de realitate, sînt redate în tabelul 2.

Tabelul 2

Nr. cîmp	Oțel 10 Ni 35		Oțel 12 Ni 90	
	l_i, μm	V_i, %	l_i, μm	V_i, %
1	6,83	0,53	3,30	0,16
2	3,45	0,26	3,63	0,20
3	5,79	0,78	2,71	0,23
4	5,74	0,70	3,40	0,31
5	5,26	0,40	3,10	0,22
6	5,96	0,40	2,82	0,11
7	3,42	0,27	2,40	0,13
8	4,18	0,28	2,95	0,14
9	3,90	0,42	3,31	0,24
10	3,63	0,44	3,78	0,21
11	3,75	0,50	1,62	0,08
12	4,00	0,22	3,41	0,20
13	2,98	0,51	2,50	0,15
14	3,07	0,44	2,64	0,11

Făcînd calculele cu ajutorul relaţiilor indicate mai sus, s-a obţinut :

$V = 0{,}4\%$

— oţel 10 Ni 35 —

$\bar{l} = 3{,}9\ \mu m$

$V = 0{,}18\%$

— oţel 12 Ni 90 —

$\bar{l} = 3{,}0\ \mu m$

Cu ajutorul metodei Saltîkov [8] s-a stabilit şi numărul de particule pe unitatea de volum : $n = 144141 \cdot mm^{-3}$ (oţel 10 Ni 35), respectiv $n_1 = 149434 \cdot mm^{-3}$ (oţel 12 Ni 90).

În figura 2 sînt prezentate curbele de frecvenţă relativă a incluziunilor cu dimensiunea acestora.

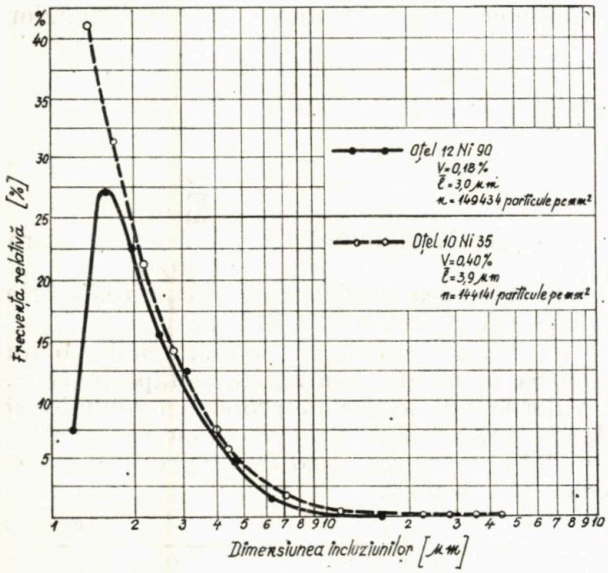


Fig. 2. Curbele de frecvenţă relativă a incluziunilor cu dimensiunea acestora

Se remarcă faptul că pe grafic apare un maxim corespunzător lui $\bar{d} = 1{,}6 - 1{,}7\ \mu m$ şi că oţelul 10 Ni 35 a fost elaborat mai puţin îngrijit comparativ cu oţelul 12 Ni 90. Pentru ambele şarje de oţel, prin metoda scărilor etalon s-a obţinut un punctaj mediu 3—4, pentru incluziunile nemetalice.

Evaluarea încercărilor de oboseală. Estimarea rezistenţei la oboseală pentru o durabilitate dată N_0, în condiţiile valabilităţii legii de distribuţie normală, s-a făcut cu metoda secvenţială a treptelor.

După această metodă, prima epruvetă este încercată la un nivel de tensiune τ egal cu media presupusă a rezistenţei la oboseală. Dacă această epruvetă s-a rupt înainte de durabilitatea prescrisă N_0, atunci proba următoare se încearcă la un nivel de tensiune mai mic cu $\Delta\tau$; dacă prima epruvetă a rezistat N_0 cicluri, atunci la încercarea următoare nivelul tensiunii se măreşte cu $\Delta\tau$.

Prin continuarea încercării în acest mod, rezultatele tind să se concentreze în jurul mediei rezistenţei la oboseală.

Pentru calculul mediei $\bar{\tau}$ şi respectiv a dispersiei S^2 se folosesc numai rezultatele obţinute pe probele rupte sau nerupte, reţinîndu-se rezultatele corespunzătoare evenimentului cel mai puţin frecvent.

Nivelurilor de tensiune egal distanţate cu $\Delta\tau$ li se asociază indicii $i = 0{,}1{,}2 - n$, valoarea zero corespunzînd nivelului cel mai mic de tensiune. Apoi se calculează mărimile : $A = \sum i \cdot n_i$, $B = \sum i^2 \cdot n_i$, în care n_i este numărul de probe rupte sau nerupte — corespunzător evenimentului cel mai puţin frecvent.

Media, respectiv abaterea medie pătratică de selecţie se calculează cu relaţiile :

$$\bar{\tau} = \tau_0 + \Delta\tau\left(\frac{A}{\sum} \pm \frac{1}{2}\right)$$

$$S_\tau = 1{,}62\ \Delta\tau\left[\frac{B\sum n_i - A^2}{(\sum n_i)^2} + 0{,}029\right]$$

În relaţia lui $\bar{\tau}$ se ia semnul minus dacă evenimentul cel mai puţin frecvent este ruperea şi semnul plus în cazul complementar (nerupere).

Relaţia de calcul a lui S_τ este valabilă dacă se îndeplineşte condiţia :

$$\frac{B\sum n_i - A^2}{(\sum n)^2} > 0{,}3$$

În figura 3 se exemplifică rezultatele experimentale sub formă de graf secvenţial pentru oţelul 12 Ni 90 încercat la torsiune şi pentru o variantă tehnologică de tratament termic.

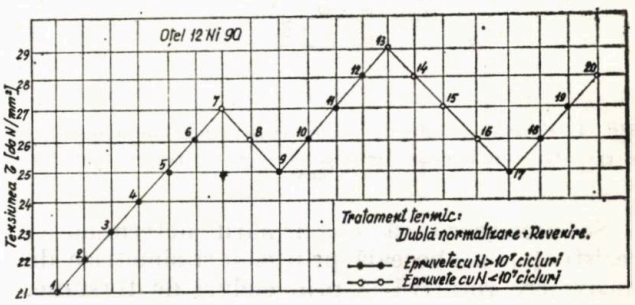


Fig. 3. Graful secvenţial al rezultatelor pentru determinarea parametrilor distribuţiei rezistenţei la oboseală prin metoda treptelor

Calculul mediei $\bar{\tau}$ şi dispersiei S_τ rezistenţei la oboseală este sistematizat în tabelul 3. Evenimentul cel mai puţin frecvent a fost ruperea.

$$\bar{\tau} = \tau_0 + \Delta\tau\left(\frac{A}{\sum n_i} \pm \frac{1}{2}\right) =$$

$$= 26 + 1\left(\frac{9}{7} - 0{,}5\right) = 26{,}78\ \frac{daN}{mm^2}$$

Tabelul 3

Nivelul de tensiune, daN/mm²	i	n_i, număr epruvete rupte	$i \cdot n_i$	$i^2 \cdot n_i$
29	3	1	3	9
28	2	2	4	8
27	1	2	2	2
26	0	2	0	0
	Σ	7	9	19

$$S_\tau = 1{,}62\ \Delta\tau\left[\frac{B\cdot\sum n_i - A^2}{(\sum n_i)^2} + 0{,}029\right] =$$

$$= 1{,}62\cdot 1\cdot\left(\frac{19\cdot 7 - 9^2}{49} + 0{,}029\right) = 1{,}76\ \frac{\text{daN}}{\text{mm}^2}$$

Se verifică condiția :

$$\frac{B\sum n_i - A^2}{(\sum n)^2} = \frac{19\cdot 7 - 81}{49} = 1{,}06 > 0{,}3$$

Rezultatele obținute la încercarea de oboseală prin încovoiere rotativă sînt prezentate în figurile 4 și 5, iar cele obținute la solicitările de torsiune sînt redate în figurile 6 — 8.

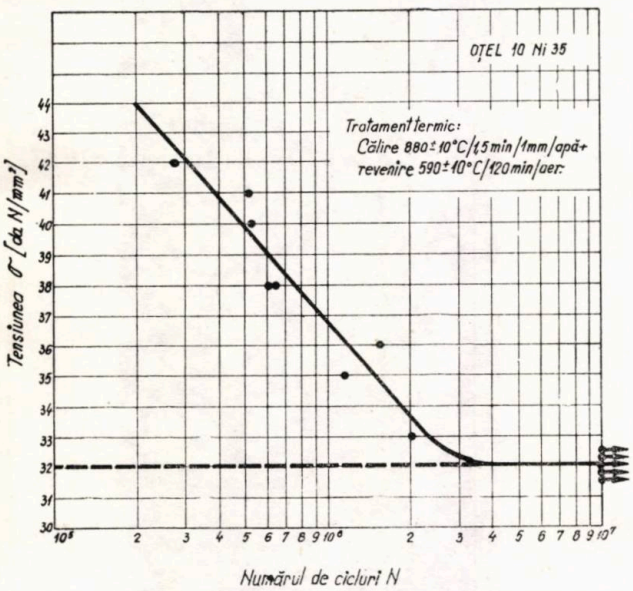


Fig. 4. Rezistența la oboseală prin încovoiere rotativă a oțelului 10Ni35

Din analiza acestora se desprind următoarele observații :

— la oțelul 10 Ni 35 tratat termic prin călire urmată de revenire înaltă rezistența la oboseală prin încovoiere rotativă este de 32 $\frac{\text{daN}}{\text{mm}^2}$ (fig. 4), ceea ce reprezintă 56,04 % din rezistența la rupere

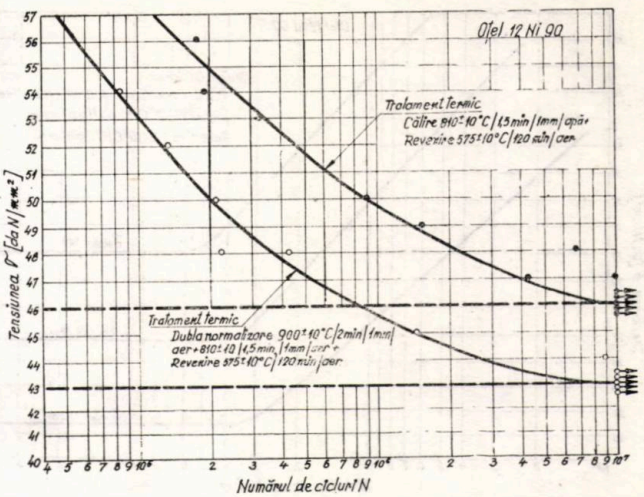


Fig. 5. Rezistența la oboseală prin încovoiere rotativă a oțelului 12 Ni 90

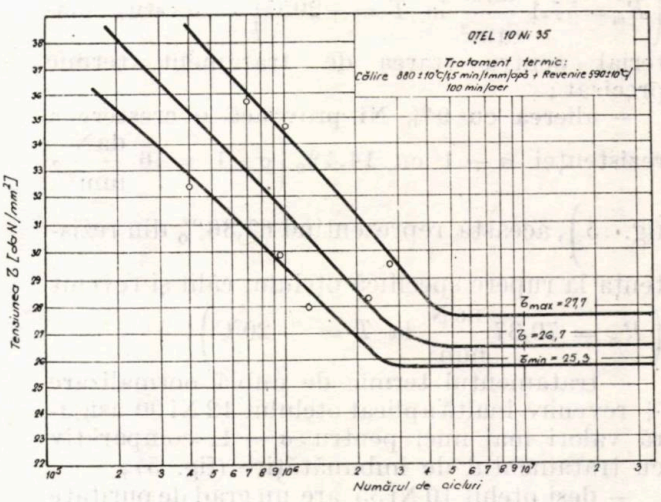


Fig. 6. Rezistența la oboseală prin torsiune a oțelului 10 Ni 35

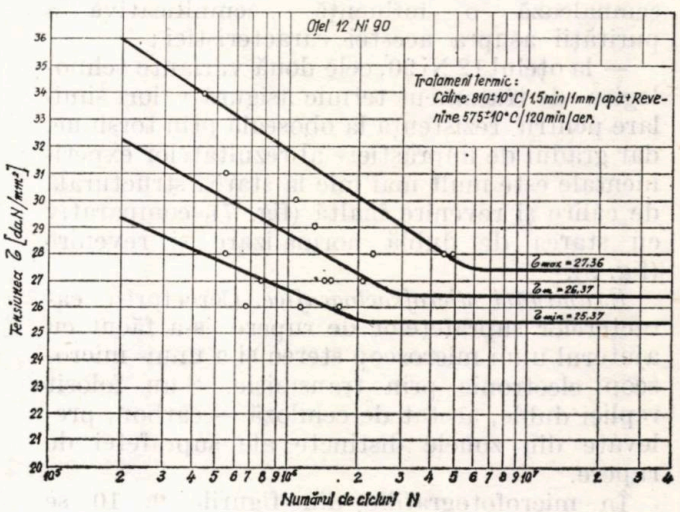


Fig. 7. Rezistența la oboseală prin torsiune a oțelului 12 Ni 90 tratat termic prin îmbunătățire

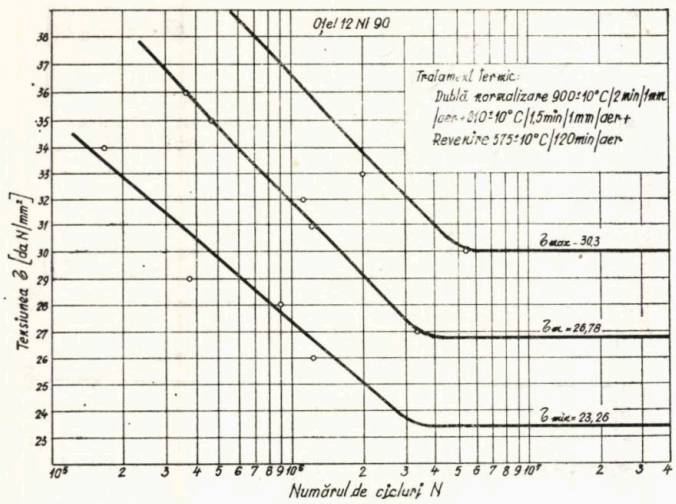


Fig. 8. Rezistența la oboseală prin torsiune a oțelului 12 Ni 90 tratat termic prin dublă normalizare și revenire înaltă

$\left(R_m = 57{,}1 \frac{\text{daN}}{\text{mm}^2} \text{ la } T = +20°\text{C}\right)$ a acestui material pentru starea de tratament termic precizat;

— alierea cu 9% Ni provoacă o creștere a rezistenței $\sigma - 1$ cu 14,4% $\left(\sigma - 1 = 46 \frac{\text{daN}}{\text{mm}^2}\right.$, fig. 5$\left.\right)$, aceasta reprezentînd 65,36% din rezistența la rupere specifică oțelului călit și revenit $\left(R_m = 70{,}37 \frac{\text{daN}}{\text{mm}^2} \text{ la } T = +20°\text{C}\right)$;

— tratamentul termic de dublă normalizare + revenire înaltă aplicat oțelului 12 Ni 90 asigură valori mai mici pentru $\sigma - 1$, comparativ cu tratamentul de îmbunătățire (fig. 5);

— deși oțelul 10 Ni 35 are un grad de puritate mai redus comparativ cu oțelul aliat cu 9%Ni, rezistența la oboseală prin solicitări de torsiune fiind sensibil egală la ambele materiale, nu se semnalează o influență semnificativă a purității asupra acestei caracteristici;

— la oțelul 12 Ni 90, cele două variante tehnologice de tratament termic asigură valori similare pentru rezistența la oboseală prin torsiune, dar gradul de împrăștiere al rezultatelor experimentale este mult mai mic la starea structurală de călire și revenire înaltă (fig. 7), comparativ cu starea de dublă normalizare și revenire (fig. 8).

Examinări microfractografice. Cercetarea caracterelor suprafețelor de rupere s-a făcut cu ajutorul unui microscop stereo și a unui microscop electronic prin transmisie. S-au folosit replici duble, acetat de celuloză — carbon, prelevate din zonele distincte ale suprafeței de rupere.

În microfotografiile din figurile 9, 10 se exemplifică propagarea fisurilor de oboseală și natura rupturilor produse.

Pe suprafețele de rupere ale ambelor tipuri de epruvete se remarcă striuri caracteristice zonei de oboseală, care se distanțează pe măsură ce se îndepărtează de amorsa de rupere (fig. 9).

Fig. 9. Imagine stereoscopică a unei epruvete de oboseală

Fig. 10. Imagine microfractografică a unei epruvete de oboseală

Distanța crescîndă între striuri demonstrează o creștere a vitezei de fisurare sub solicitarea ciclică, pe măsură ce crește distanța de la amorsă.

În zona de rupere finală se remarcă o ruptură transcristalină cu aspect ductil de formațiuni con-cupă (fig. 10).

Interpretarea rezultatelor și concluzii

Încercările efectuate au demonstrat că deși gradul de puritate al oțelului aliat cu 3,5% Ni este mai scăzut, comparativ cu oțelul 12 Ni 90, rezistența la oboseală nu este diminuată.

Fenomenul este explicabil prin numărul mare de incluziuni nemetalice de dimensiuni mici cu o repartizare uniformă în masa de metal, care nu constituie concentratori puternici de tensiuni (fig. 2).

Mărirea rezistenței la oboseală prin încovoiere rotativă este atribuită creșterii rezistenței la rupere a martensitei și finisării puternice a grăuntelui feritic, ca urmare a alierii cu nichel. Valorile mai slabe ale durabilității produselor tratate termic prin dublă normalizare și revenire înaltă (împrăștierea mai mare a rezultatelor experimentale) este corelată cu omogenitatea structurală mai redusă și cu o cantitate ceva mai mare de austenită netransformată. La temperaturile de exploatare specifice celor două mărci de oțel se așteaptă o creștere suplimentară a rezistenței la oboseală, în primul rînd ca urmare a transformării parțiale a austenitei reziduale în martensită.

Deoarece produsele realizate din aceste materiale sînt supuse în exploatare la solicitări variabile cauzate atît de efecte termice, cît și de efecte mecanice, se apreciază că rezultatele obținute privind rezistența la oboseală prin încovoiere rotativă sînt concludente.

Cercetările efectuate întregesc concluziile referitoare la necesitatea aplicării cu precădere a tratamentului termic de călire și revenire înaltă, aceasta permițînd extinderea domeniului de utilizare a acestor oțeluri chiar la temperaturi mai scăzute de exploatare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Thomson, N. *Fatigue of Aircraft Structures.* New-York, Academic Press, 1956.

[2] Kocanda, S. În: Les memoires scientifiques de revue de métallurgie, nr. 65, 1976.

[3] Mott, N. F. În: Acta Metallurgica, nr. 6, 1958.

[4] Cottrell, A. H. *Dislocations and Plastic Flow in Crystals.* Oxford at the Clarendon Press, 1953.

[5] Forsyth, P. J. E. *Proceedings of the Crack Propagation Symposium.* Cranfield, The College of Aeronautics, 1962.

[6] Trușculescu, M., Cartiș, I. și Mitelea, I. *Studii privind influența tratamentului termic asupra comportării oțelului 10Ni35 la temperaturi pînă la —120°C.* Broșura sesiunii de comunicări științifice din 13—15 mai, 1977, Secția prelucrări la rece și la cald.

[7] Cioclov, D. *Rezistență și fiabilitate la solicitări variabile.* Ed. Facla, 1975.

[8] Saltykov, S. A. *Stereometrische Metallographie.* Leipzig, Verlag für Grundstoffindustrie, 1954.

[9] Trușculescu, M. *Influența naturii structurii asupra mărimii tensiunilor interne din oțeluri criogenice aliate cu Ni și Ni—Co.* În: Metalurgia, nr. 8, 1976.

[10] Trușculescu, M. și Mitelea, I. *Caracteristicile de tracțiune ale oțelului criogenic aliat cu 9% Ni, tratat termomecanic*: În: Metalurgia, nr. 2, 1977, p. 67—72.

DOCUMENTARE

Extindere la societatea Alba

Societatea Aluminium Bahrein intenționează să instaleze o capacitate suplimentară de 40 mii t pe an, pe lîngă cea existentă de 122 mii t pe an. În funcție de autorizația oficială, instalația va fi pusă în funcțiune pînă la sfrșitul primei jumătăți a anului 1980. Cheltuielile de investiții pe tona de lingouri vor fi de 2 mii $.

Societatea Alba este cel mai mare furnizor de lingouri primare al Japoniei, asigurînd peste 80 mii t, în primele nouă luni ale anului 1978. Deoarece producătorii japonezi sînt amenințați de costurile mari ale energiei, uzinele mici fiind închise, iar producția totală redusă la cca. 1,1 mil. t, societatea Alba anunță că nu intenționează să scadă prețurile pe piața japoneză și că creșterea capacității nu este direct legată de exporturile sale pe această piață.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6346, 1978, p. 24*)

Sesiunea de siderurgie 9—20 noiembrie 1978

Sesiunea de siderurgie „Stahl und Eisen" 1978 a avut loc la Düsseldorf, între 9 și 10 noiembrie 1978.

În cadrul celor șase grupe s-au prezentat următoarele referate:

I. *Metalurgie*

1. Bazele metalurgice ale dezoxidării oțelului
2. Determinarea pe cale electrochimică a conținuturilor de oxigen din băile de oțel
3. Mișcarea oxigenului în cadrul procesului de elaborare a oțelului, de la topire și afinare pînă la solidificare

II. *Deformarea la cald*

1. Optimizarea proceselor de deformare prin îmbinarea rezultatelor empirice cu cele teoretice, prin exemplificarea forjării libere
2. Măsuri de îmbunătățire a eficienței cuptoarelor adînci
3. Instalații de finisare pentru fabricarea semifabricatelor pentru utilizări speciale

III. *Tehnica instalațiilor*

1. Modificarea structurală a instalațiilor de producție
2. Aplicarea tehnicii sistemelor (baze, metode)
3. Aplicarea tehnicii sistemelor la proiectare și la construcții noi
4. Efectele gîndirii de tehnică a sistemelor asupra funcționării și întreținerii

IV. *Elaborarea fontei brute*

1. Direcțiile de dezvoltare a tehnologiei furnalului, prezentate prin exemplificarea noilor furnale din R.F.G.
2. Cercetări industriale privind producția de aglomerat
3. Pregătirea încărcăturii și funcționarea furnalelor în cazul elaborării fontei cu conținut redus de sulf
4. Cercetarea pe modele privind mișcarea materialelor în furnal și înainte de gurile de vînt

V. *Ergonomie*

1. Aplicarea cunoștințelor de studiu al muncii la organizarea activității în industria siderurgică a R.F.G.
2. Aspecte de medicină a muncii ale ergonomiei în practica întreprinderilor
3. Siguranța muncii, o cerință obligatorie a organizării muncii
4. Ergonomia ca știință a organizării și construcției instalațiilor și echipamentelor din industria siderurgică, pe baza cunoștințelor ergonomice

VI. *Studiul materialelor*

1. Introducere în tematică și în diferitele programe de cercetare
2. Influența geometriei probelor asupra rezultatelor cercetării mecanicii de rupere
3. Efectul grosimii probelor asupra diferiților parametri de mecanică a ruperii
4. Interpretarea rezultatelor încercărilor la tracțiune și comparația cu alte procedee de încercare
5. Legătura dintre raportul limitei de curgere și viscozitate
6. Concluzii

(În: *Stahl und Eisen, nr. 22, nov. 1978, p. 1 — 50*)

Ing. D. Ehrlich, ing. V. Luca și ing. D. Bot
Universitatea din Brașov

Influența regimului de lucru la matrițarea lichidă și a tratamentelor termice asupra microstructurii și proprietăților unor aliaje neferoase

CZ : 669.2/.8

Matrițarea lichidă, sau mai concret matrițarea metalului din stare lichidă, este un procedeu tehnologic mai nou de fabricare a unor produse metalice, fie ca semifabricate, fie ca produse finite. Din punct de vedere tehnologic se situează între procedeul de turnare în cochilă și deformarea plastică prin matrițare.

Aplicarea acestui procedeu tehnologic prezintă diferite avantaje față de realizarea pieselor prin turnare, respectiv prin matrițare : consumul de metal este mai redus, manopera și durata de fabricație sînt mai reduse, proprietățile mecanice ale produselor se caracterizează prin valori mai ridicate, costul este mai mic. Introducerea și aplicarea matrițării lichide în producția industrială presupune însă o stăpînire a tuturor laturilor procesului tehnologic : de pregătire (elaborarea aliajelor, pregătirea echipamentului tehnologic), de confecționare (matrițarea propriu-zisă) și de tratament termic.

Această lucrare prezintă cîteva rezultate ale încercărilor efectuate, insistîndu-se pe tratamentul termic aplicat pieselor matrițate lichid.

Metodica de cercetare

Faza de început a fabricării obiectelor prin matrițare lichidă este similară turnării metalelor în cochilă, iar faza finală a fabricării este similară deformării metalelor în matriță. Dar nici prima și nici ultima nu decurg precum este cunoscut de la procedeele amintite. Condițiile de solidificare ale metalului sînt în esență de altă natură, ceea ce face ca și faza de deformare plastică să se desfășoare într-un mod aparte.

La matrițarea lichidă topitura nu este menținută în condiții statice, ci în condiții dinamice. Astfel apare ca o condiție de solidificare metastabilitatea lichidului subrăcit mai jos de temperatura de germinare. Aceste condiții dinamice de răcire creează un deranjament prin stimulatori dinamici, care vor duce la o modificare a mărimii, formei și distribuției grăunților. Efectul sub care se produce germinarea topiturii este presiunea.

Germinarea dinamică se referă la situația în care cristalele au crescut deja în topitură și ca urmare a stimulării dinamice (în cazul de față al aplicării presiunii) are loc creșterea numărului de cristale prin apariția de noi centri de cristalizare, noii centri de cristalizare fiind chiar fragmente din dendritele rupte datorită aplicării presiunii prin pătrunderea poansonului. În acest fel crește numărul de germeni în topitură, rezultînd în final o structură mult mai fină decît în cazul solidificării clasice. Este deci de așteptat ca această structură primară să prezinte un aspect deosebit și deci o comportare deosebită la o transformare ulterioară sub influența diferitelor regimuri de tratament termic.

Transformările structurale ale metalelor matrițate din stare lichidă vor depinde, ca în oricare alt produs, de compoziția chimică a aliajului, de regimul termic și de desfășurarea în timp a modificării structurii primare, precum și de gradul de deformare. Proprietățile mecanice ale metalelor prelucrate prin această metodă vor fi, evident, determinate în primul rînd de microstructura obținută.

Din această ordine de idei a rezultat mobilul experiențelor prezentate în cele ce urmează. Rezultatele apar ca o comparație a microstructurilor obținute prin turnare obișnuită, prin matrițare lichidă și prin tratament termic aplicat pieselor obținute prin turnare obișnuită și prin matrițare lichidă.

Executarea încercărilor

Aliajele folosite pentru încercări sînt din grupele Al—Si—Cu și bronz cu staniu.

Aliajul de aluminiu are compoziția chimică corespunzătoare mărcii AT Si5 Cu5, conform STAS 201—67, cu compoziția reală prezentată în tabelul 1.

Aliajul de cupru (tabelul 2) se situează din punct de vedere al compoziției între bronzurile cu Sn pentru turnătorie (STAS 197—68) și bronzurile cu Sn pentru laminare (STAS 93—62). Din aceste două aliaje au fost fabricate piese sub formă de pahar cu flanșă (fig. 1) într-o matriță montată pe o presă hidraulică. Configurația exterioară s-a format în cavitatea matriței, iar cavitatea interioară și suprafața superioară a flanșei au fost produse cu ajutorul unui poanson.

Înaintea matrițării pieselor, matrița și poansonul au fost preîncălzite la 240—250°C pentru aliajul de Al și la 300—340°C pentru aliajul de Cu. Aliajele, elaborate într-un cuptor cu creuzet, au fost menținute la o temperatură de $t_{tAl} \cong 800°C$, respectiv $t_{tCu} \cong 1\,020°C$. Determinarea temperaturilor de turnare a metalelor lichide s-a efectuat cu un termocuplu introdus în baia metalică.

Pentru studiul factorilor influenți asupra proprietăților pieselor, acestea au fost matrițate

Tabelul 1

		Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Al
Compoziţia chimică, %	Prevederi STAS	5–6,5	0,2–0,5	4,0–6,0	–	–	rest
	Realizată	6,1	0,2	5,2	0,07	0,08	rest

Tabelul 2

		Cu	Sn	Zn	Pb	Impurit.
Compoziţia chimică, %	Bz6 Zn T	85±2	6±1	rest	4±1	1,3
	Bz 6	94±1	6±1	–	–	–
	Realizată	92,1	4	–	1,5	

Fig. 1. Piese fabricate din aliaje de Al şi Cu prezentate în tabelele 1 şi 2

Timpul, s

Tabelul 3

Regimul	Turnarea plus aşteptarea	Închiderea plus aşteptarea cu matriţă închisă	Presarea
I	5+3	3–	3
II	5+3	3–	10
III	5+3	3+3	5
IV	5+3	3+3	10

Timpul, s

Tabelul 4

Regimul	Turnarea plus aşteptarea	Închiderea plus aşteptarea cu matriţă închisă	Presarea	Menţinere după presare
I	3–	3–	10	5
II	3–	3–	5	5

în regimuri diferite de timp, regimuri prezentate în tabelul 3 pentru aliajul de Al şi în tabelul 4 pentru aliajul de Cu. După matriţare piesele s-au răcit în aer.

Din aceste piese au fost prelevate eşantioane pentru probe metalografice şi epruvete pentru încercări mecanice în stare matriţată şi ulterior în stare tratată termic.

Regimul de tratament termic aplicat pieselor din aliajul de Al şi din aliajul de Cu este prezentat în tabelul 5, de unde rezultă că aceste regimuri au fost modificate faţă de regimurile obişnuite de tratament termic în sensul reducerii duratelor de menţinere.

Tabelul 5

Aliajul	$t_{rec.\ omog.}$, °C	Menţinerea la omogenizare, h	Mediul de răcire	$t_{îmb.}$, °C	Menţinerea la îmbătr., h
de Al	520	2	apă caldă	180	2
de Cu	750	1	aer	–	–

Eşantioanele metalografice au fost prelevate din zona flanşei şi pregătite în condiţii obişnuite. Studiul microstructurii s-a efectuat pe un banc metalografic, la un grosisment × 100 (pentru toate micrografiile prezentate). Pentru cîteva încercări mecanice de rezistenţă la tracţiune au fost confecţionate epruvete cilindrice cu $d_0 = 4$ mm şi raportul $L_0/d_0 = 5$, conform STAS 200–67 (caracteristici impuse de dimensiunile pieselor cercetate : $h_p \cong 60$ mm, $d_f \cong 60$ mm). Rezultatele pentru aliajul de Al sînt prezentate pentru piesele matriţate obţinute conform regimului IV (tabelul 3), deoarece acestea au prezentat caracteristicile mecanice cele mai ridicate după matriţare. În scopul comparării structurilor şi proprietăţilor a fost supusă tratamentului termic şi o piesă turnată în amestec de formare. Pentru piesele fabricate din aliajul de Cu studiul s-a făcut asupra ambelor grupe, iar comparaţia se face cu o piesă turnată în forme coji, după tehnologia actuală de producere în uzină.

În figura 2, *a* este prezentată microstructura piesei turnate în amestec de formare, iar în figura 2, *b*, microstructura aceleiași piese după tratamentul termic. Figura 3, *a* reprezintă microstructura după matrițarea lichidă cu regimul IV (conform tabelului 3), fig. 3, *b* reprezintă microstructura aceleiași piese după tratamentul termic.

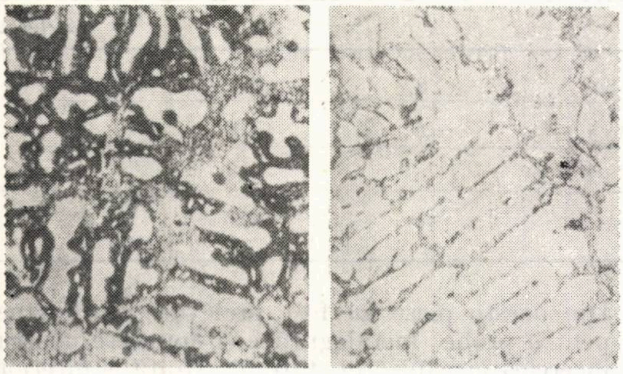


Fig. 2. Microstructura piesei :
a — turnată în amestec de formare; *b* — după tratamentul termic

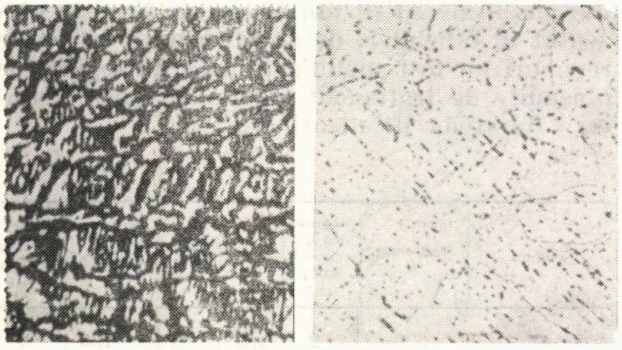


Fig. 3. Microstructura piesei :
a — după matrițarea lichidă cu regimul IV; *b* — după tratamentul termic

Structurile din figurile 2, *a* și 3, *a* prezintă un caracter dendritic (sol. solidă neomogenă), formații secundare de compuși chimici definiți de tipul Cu Al_2, Mg_2Si, Al_2Cu Mg și compuși ai Fe și Mn. În figura 3, *a* structura dendritică este distrusă prin condițiile de cristalizare deosebite, obținîndu-se o structură tot cu caracter dendritic, dar mult mai fină.

În acest regim, rezistența la rupere obținută este cu 15—17% mai mare decît în cazul turnării obișnuite, alungirea la rupere crește de 4—6 ori, iar gîtuirea la rupere crește de 3—4 ori. Trebuie remarcat faptul că în condițiile creșterii rezistenței la rupere plasticitatea materialului crește apreciabil.

Aplicînd și tratamentul termic de călire urmat de îmbătrînire artificială se transformă structura și ca urmare se îmbunătățesc proprietățile mecanice. Încălzind la temperatura de 520°C pentru punerea în soluție și menținînd doar 2 h față de 4 h, cît se recomandă, și efectuînd îmbătrînirea doar 2 h față de 6 h recomandate, rezultă structurile din figurile 2, *b* și 3, *b*.

În timpul încălzirii și menținerii (în vederea călirii) cea mai mare parte a compușilor chimici de tipul $CuAl_2$, Mg_2 Si, Al_2CuMg se dizolvă și difuzează formînd o soluție solidă omogenă suprasaturată. Din figura 2, *b* se observă că timpul de menținere necesar omogenizării în cazul pieselor turnate în forme din amestec de formare nu a fost suficient. Din figura 3, *b* rezultă că în cazul pieselor matrițate lichid, același regim de menținere, 2 h la 520°C, urmat de răcire în apă și apoi îmbătrînire artificială de 2 h la 180°C se dovedește suficient pentru omogenizare.

Trebuie arătat, ca o completare, că structurile rezultate după tratamentul termic aplicat pieselor obținute în celelalte regimuri de matrițare lichidă nu diferă în principal de structura prezentată în figura 3, *b*.

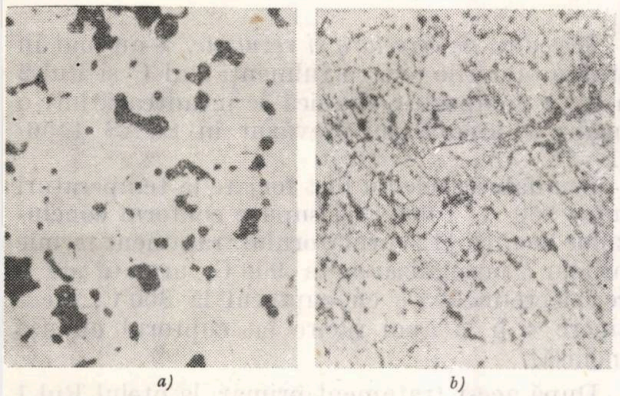
După tratamentul termic aplicat pieselor matrițate lichid proprietățile mecanice au crescut și mai mult. Astfel rezistența la rupere a crescut cu 30—38%, alungirea la rupere de 5—7 ori, iar gîtuirea la rupere crește de 4—5 ori față de cazul turnării în forme din amestec de formare.

Micrografia din figura 4 reprezintă structura piesei turnate în forme coji, o structură grosolană, cu aspect dendritic. Micrografia prezenatată în figura 5 (regimul I) a pieselor matrițate lichid, obținută în urma germinării stimulate dinamic, prezintă o structură mult mai fină și cu dendrite mult mai mici. Structurile sînt structuri de turnare, soluție solidă neomogenă.

Fig. 4. Structura piesei turnate în forme coji

Fig. 5. Microstructura piesei după matrițarea lichidă cu regimul I

Eşantioanele din piesele obţinute prin turnare şi prin matriţare lichidă au fost supuse unui tratament termic de recoacere de omogenizare la o temperatură de 720°C, timp de menţinere 1 h după egalizare. Microstructurile probelor după tratamentul termic se prezintă în figura 6, *a* pentru piesa turnată curent, şi în figura 6, *b* pentru piesele matriţate din lichid.



a) *b)*

Fig. 6. Microstructurile probelor după tratamentul termic : *a* — pentru piesa turnată curent; *b* — pentru piesele matriţate din lichid

Probele din piesele turnate în coji nu prezintă o structură de soluţie solidă omogenă ; mai există încă grăunţi neomogeni (dendrite) pe un fond de grăunţi de soluţie solidă α omogenă (fig. 6, *a*).

Probele din piesele matriţate din stare lichidă prezintă o structură de soluţie solidă α omogenă, cu grăunţi maclaţi, omogeni ca dimensiune şi de dimensiuni mai mici decît în cazul pieselor turnate în forme coji. De asemenea, analizîndu-se mărimea şi distribuţia grăunţilor pe secţiunea pieselor obţinute prin matriţare lichidă, se constată diferenţe în funcţie de grosimea peretelui piesei şi gradul de deformare. În zonele unde gradul de deformare este mai ridicat, deci unde forţa de presare a fost mai ridicată, mărimea grăuntelui este mai mică şi invers (fig. 6, *b*). Rezultatele prezentate arată următoarele :

— generarea structurii primare a pieselor metalice supuse studiului prin procedeul de matriţare lichidă duce la reducerea timpului necesar de tratament termic, prin reducerea perioadei necesare de omogenizare, respectiv de îmbătrînire, ceea ce în practică înseamnă o productivitate mai mare la tratamentul termic al pieselor ;

— granulaţia microstructurii după tratamentul termic de recoacere, respectiv de îmbătrînire, este mult mai fină la piesele obţinute în urma matriţării lichide faţă de cele turnate în mod obişnuit ;

— ca o consecinţă a granulaţiei mai fine, caracteristicile mecanice sînt mai ridicate.

DOCUMENTARE

Laminor de tablă groasă pentru R.D.G.

Între Întreprinderea de comerţ exterior Industrieanlagen-import (R.D.G.) şi VOEST—ALPINE AG (Austria) s-a semnat la 22 sept. 1978 contractul asupra executării unui laminor de tablă groasă pentru uzina siderurgică Ilsenburg. VOEST—ALPINE conduce un consorţiu din care fac parte Schloemann-Siemag AG şi AEG. Valoarea contractului se ridică la cca. 3 mld. Sh. Laminorul, care va fi pus în funcţiune în anul 1982, va produce anual circa 520 000 t tablă groasă. Volumul de livrări al firmei VOEST—ALPINE AG se ridică la circa 2 mld. Sh.

În conformitate cu comunicările firmei Schloemann-Siemag AG, partea principală a laminorului adică caja de tablă groasă şi instalaţia de foarfece la cald şi la rece va constitui furnitură proprie. Laminorul va produce table cu abateri dimensionale strînse. Greutatea cadrului laminorului va fi 310 t, diametrul cilindrilor de sprijin, 2,2 m, diametrul cilindrilor de lucru, 1,1 m, iar lungimea tablei cilindrului, 3,2, m.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 22, nov. 1978, p. 1196*)

Procedeu pentru creşterea capacităţii instalaţiei de pulberi metalice de la uzina Chiba

Societatea Kawasaki Steel anunţă că produsele provenite de la instalaţia de pulbere de fier, dată recent în funcţiune la uzina Chiba, prezintă o compresibilitate şi caracteristici de sinterizare excelente.

Costul noii instalaţii s-a ridicat la 8,2 mil. $.

Utilizînd procedeul propriu al societăţii cu jet în ,,creion'', instalaţia (cu o capacitate iniţială de 400 t/lună) produce pulberi de fier şi pulberi de oţel prealiate dintr-un amestec de deşeuri şi elemente de aliere. Încrezătoare în posibilităţile nereu crescînde ale pieţei şi nefiind constrînsă de materiile prime limitate, societatea Kawasaki Steel intenţionează să-şi mărească capacitatea la 1 500 t/lună.

În cadrul procedeului cu jet în ,,creion'' fluxul de oţel lichid de la un cuptor electric cu arc este întrerupt de un jet de apă cu presiune mare, în timp ce el curge continuu din cristalizor.

Pulberile pulverizate sînt apoi deshidratate, uscate şi măcinate, înainte de a fi decarburate şi prelucrate într-un cuptor de reducere.

Aceste pulberi sînt foarte potrivite pentru fabricarea pieselor sinterizate din metalurgia pulberilor, datorită caracteristicilor lor de compresibilitate şi sinterizare. După cum afirmă societatea, pulberile din oţel prealiat se pot utiliza cu succes la fabricarea pieselor care necesită proprietăţi de rezistenţă ridicate, tenacitate şi călibilitate. Aceasta este a doua uzină de pulberi de fier dată în funcţiune la uzina Chiba.

(În : *Iron and Steel International, Anglia, nr. 4, 1978, p. 205*)

Contract între societăţile Concast, BBC şi uzina Jadranska Zeljezara

Uzina iugoslavă Jadranska Zeljezara a încheiat un contract pentru un proiect comun de colaborare între societăţile Concast AG şi Brown Boveri, în vederea asigurării ingineriei şi echipamentului de dezvoltare a uzinei proiectate de societatea Brown Boveri din 1969 şi 1971.

Creşterea capacităţii uzinei implică adăugarea unei maşini de turnare continuă cu două fire, unui cuptor UHP, precum şi a unor echipamente auxiliare electrice, mecanice şi de răcire a apei.

Echipamentul va fi fabricat în cooperare cu producătorii iugoslavi. Utilajele suplimentare vor intra în funcţiune în luna ianuarie 1979.

(În : *Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 6, 1978, p. 68*)

Dr. ing. Victoria Fiterău
Universitatea din Braşov

Influenţa proporţiei de austenită reziduală asupra proprietăţilor oţelurilor pentru rulmenţi

CZ: 669.14.018.29.3 : 539.4/.5

Oţelurile pentru rulmenţi au fost studiate destul de mult. Cu toate acestea problema austenitei reziduale, ce apare în structura lor după tratamentul termic final, este încă o problemă nerezolvată.

Austenita reziduală apare în structura oţelurilor pentru rulmenţi călite, ca urmare a faptului că transformarea martensitică nu este completă la temperatura ordinară.

În cantitate mare ea duce la scăderea proprietăţilor mecanice, fizice şi chimice ale oţelurilor; prin revenire ulterioară, austenita reziduală se poate transforma, ceea ce determină, de asemenea, o scădere a proprietăţilor oţelurilor şi imprimă pieselor instabilitate dimensională.

Asupra acestor influenţe, literatura de specialitate dă date controversate şi insuficient de exacte. Astfel, în privinţa influenţei cantităţii de austenită reziduală asupra durităţii, părerile găsite în literatura de specialitate sînt diferite: după unii autori cantitatea de austenită reziduală în oţelul Rul 1 nu trebuie să depăşească 5—6%; după alţii ea poate să fie de 15 sau chiar de 20% [1], [2].

După Guliaev, pînă la 10—20% austenită reziduală, în structura oţelurilor pentru rulmenţi se menţine un schelet dur şi fragil de martensită, ceea ce face ca influenţa austenitei să nu se manifeste.

În privinţa valorii durităţii STAS-ul 1456/1—75 prevede, după călire şi revenire joasă, o duritate de peste 61 *HRC*; literatura studiată arată din contră că o duritate mai scăzută 60 sau chiar 59 *HRC* măreşte durabilitatea rulmenţilor [3], [4], [5].

Aceleaşi controverse se găsesc în literatura de specialitate şi în privinţa altor proprietăţi [6] — [10].

Ca urmare, lucrarea de faţă îşi propune să rezolve problema concordanţei dintre proporţia de austenită reziduală şi proprietăţile mecanice ale oţelurilor pentru rulmenţi.

Metodica de cercetare şi rezultate. S-au luat în studiu oţelurile pentru rulmenţi Rul 1 şi Rul 2 a căror compoziţie chimică se încadrează într-o medie a intervalului prevăzut în STAS 1456/1—75.

Semifabricatele au fost forjate la temperaturi între 950 şi 1 000°C şi supuse conform concluziilor lucrării [12] următorului tratament termic primar: normalizarea la 900°C, urmată de o recoacere-încălzire cu cuptorul la 800°C, menţinere 4 h şi apoi răcire cu cuptorul cu uşa închisă.

După acest tratament primar, la oţelul Rul 1 s-a obţinut o duritate de aproximativ 180 *HB*, iar la oţelul Rul 2, de aproximativ 188 *HB*. Structura la ambele oţeluri a fost de perlită globulară omogenă de punctaj 3, conform STAS 1456/1—75.

Pentru studierea influenţei diferiţilor parametri ai tratamentului termic final asupra cantităţii de austenită reziduală şi asupra proprietăţilor, probele şi epruvetele confecţionate au fost supuse în continuare regimurilor prezentate în tabelul 1.

După tratament s-a măsurat proporţia de austenită reziduală şi, de asemenea, variaţia durităţii, rezistenţei la tracţiune şi la încovoiere, rezilienţei şi uzării.

În figura 1, *a* se prezintă variaţia proporţiei de austenită reziduală cu temperatura de călire la oţelurile Rul 1 şi Rul 2, după revenire 2 h la 180°C.

Se observă că ridicarea temperaturii de încălzire duce la mărirea proporţiei de austenită reziduală pe seama saturaţiei soluţiei solide, care la rîndul ei determină coborîrea temperaturii punctului M_f.

Proporţia mai mare de austenită reziduală la oţelul Rul 2 se datoreşte faptului că acesta este aliat şi cu mangan pe lîngă crom, ceea ce face ca în toate condiţiile gradul de aliere să fie

Tabelul 1

Regimurile de tratament termic final aplicate epruvetelor şi probelor

Regimul	Încălzire la °C cu menţinere 20—25 min						Răcire în ulei la 60—80°C	Revenire 2h la 180°C
A	780	800	820	840	860	880		

Regimul			Revenire 2 h la temperatura de °C					
B	Călire de la 840 °C, menţinere de 20—25 min	Răcire în ulei la 60—80 °C	100	150	180	200	225	280

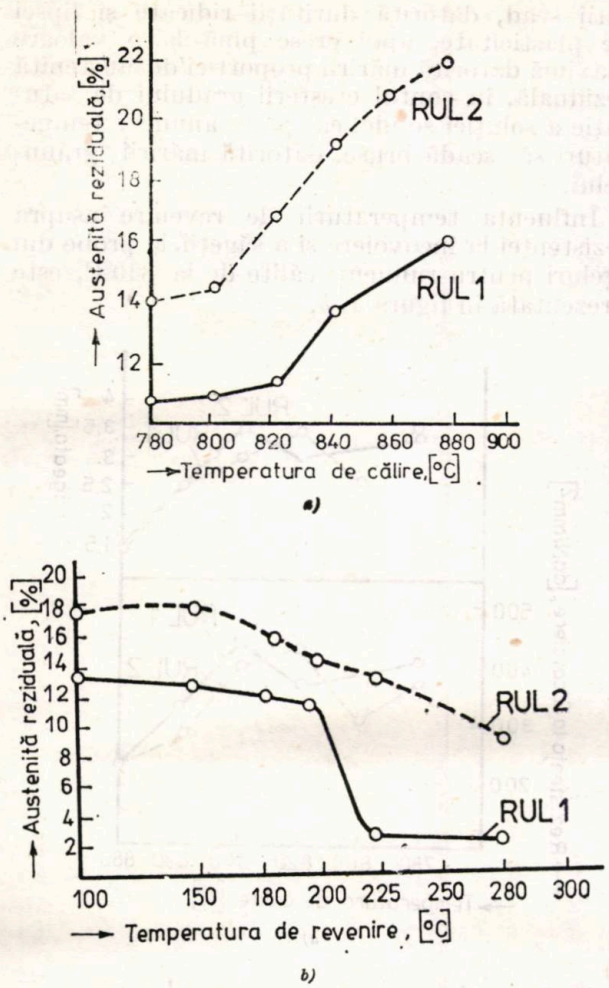


Fig. 1. Variaţia proporţiei de austenită rezidual a oţelurilor pentru rulmenţi :

a—în funcţie de temperatura de călire, după revenire timp de 2 h la 180°C şi *b*—cu temperatura de revenire (temperatura de călire la 840°C)

mai ridicat şi ca urmare intervalul martensitic mai coborît.

Figura 1, *b* reprezintă variaţia proporţiei de austenită reziduală cu temperatura de revenire.

Se observă că o scădere importantă a proporţiei de austenită reziduală la oţelul Rul 1 se înregistrează de la temperatura de 180—200°C în sus şi este aproape bruscă între 200—225°C ; la oţelul Rul 2, care este mult mai stabil la revenire, descompunerea începe de la 150°C dar se produce mult mai lent. Chiar şi la o revenire de 280°C mai rămîne o cantitate de aproximativ 8% austenită reziduală.

Duritatea oţelurilor pentru rulmenţi după tratamentul termic final este o proprietate foarte importantă. Scăderea ei determină micşorarea rezistenţei la uzare, a capacităţii de încărcare, ceea ce duce la scăderea durabilităţii rulmentului şi la ieşirea lui prematură din exploatare.

În figurile 2, *a* şi *b* se prezintă variaţia durităţii oţelurilor pentru rulmenţi după tratamente aplicate conform tabelului 1.

Odată cu ridicarea temperaturii de călire duritatea creşte pe seama măririi saturaţiei soluţiei solide la ambele oţeluri (fig. 2, *a*).

La revenire, după cum reiese din figura 2, *b*, duritatea scade continuu, datorită separării carbonului din reţeaua martensitei ; descompunerea austenitei reziduale de la temperaturile începînd cu 180°C pentru Rul 1 şi cu 150°C pentru Rul 2 nu iese în evidenţă pe curba variaţiei durităţii.

Deoarece oţelul Rul 2 este mai stabil la revenire, fiind mai bogat aliat, duritatea lui la temperaturi mai joase de revenire este mai ridicată.

Analizînd figurile de mai sus se vede că o duritate corespunzătoare după tratamentul termic final se obţine la o proporţie de aproximativ 12% austenită reziduală la Rul 1 şi 16% la Rul 2.

Rezistenţa la tracţiune este de asemenea influenţată de proporţia de austenită reziduală.

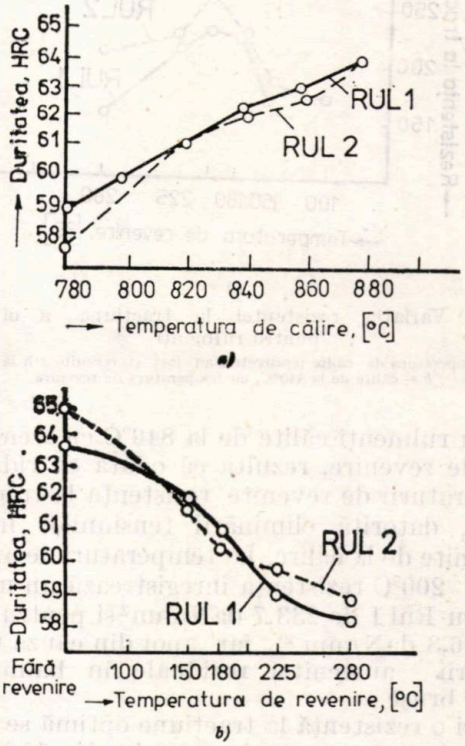


Fig. 2. Variaţia durităţii oţelurilor pentru rulmenţi :

a—cu temperatura de călire (după o revenire timp de 2 h la 180°C) şi *b*—cu temperatura de revenire (călire de la 840°C)

În figura 3, *a* se prezintă variaţia rezistenţei la tracţiune cu temperatura de călire, după o revenire timp de 2 h la 180°C.

Atît la Rul 1, cît şi la Rul 2 cu ridicarea temperaturii de călire rezistenţa la tracţiune scade, iar cînd proporţia de austenită reziduală se măreşte, scăderea rezistenţei este mai pronunţată.

Din analiza figurii 3, *b*, care reprezintă variaţia rezistenţei la tracţiune a oţelurilor

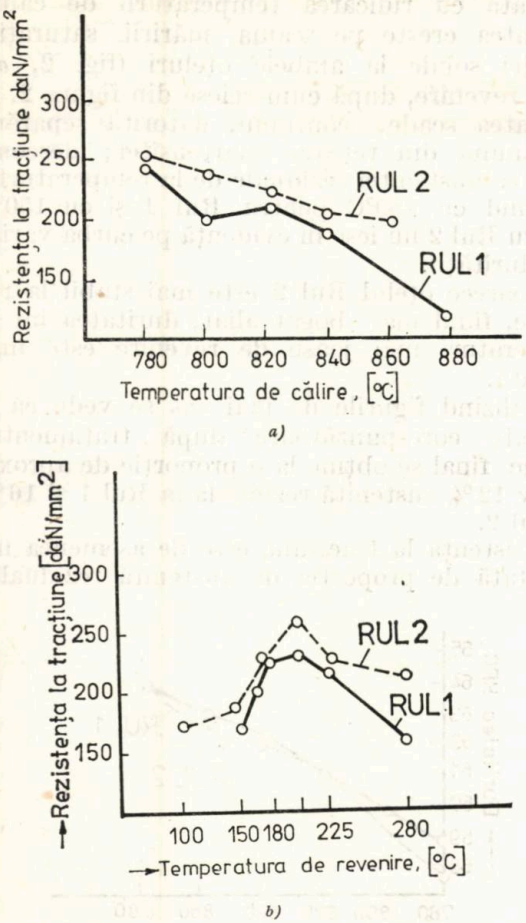


Fig. 3. Variația rezistenței la tracțiune a oțelurilor pentru rulmenți

a — cu temperatura de călire (epruvetele au fost și revenite 2 h la 180°C); *b* — călite de la 840°C, cu temperatura de revenire

pentru rulmenți călite de la 840°C cu temperatura de revenire, rezultă că odată cu ridicarea temperaturii de revenire rezistența la tracțiune crește, datorită eliminării tensiunilor interne provenite de la călire. La temperaturi de aproximativ 200°C rezistența înregistrează un maxim (pentru Rul 1 de 233,7 daN/mm² și pentru Rul 2 de 256,3 daN/mm²), iar apoi din cauza transformării austenitei reziduale în bainită ea scade brusc.

Deci o rezistență la tracțiune optimă se poate obține la o proporție de aproximativ 15% austenită reziduală în structură, pentru Rul 2 și de 12% pentru Rul 1.

Asupra rezistenței la încovoiere, austenita reziduală are o influență pozitivă, dar care peste anumite temperaturi de încălzire este anihilată de mărimea grăuntelui de austenită format [12].

În figura 4, *a* se prezintă variația rezistenței la încovoiere statică și a săgeții la probe călite de la diferite temperaturi. Se observă că la temperaturi scăzute de călire, atunci cînd grăuntele format de austenită este mic, rezistența la încovoiere și săgeata la ambele oțeluri mai întîi scad, datorită durității ridicate și lipsei de plasticitate, apoi cresc pînă la o valoare maximă datorită măririi proporției de austenită reziduală, în contul creșterii gradului de saturație a soluției solide, ca peste anumite temperaturi să scadă brusc, datorită măririi grăuntelui.

Influența temperaturii de revenire asupra rezistenței la încovoiere și a săgeții, la probe din oțeluri pentru rulmenți călite de la 840°C, este prezentată în figura 4, *b*.

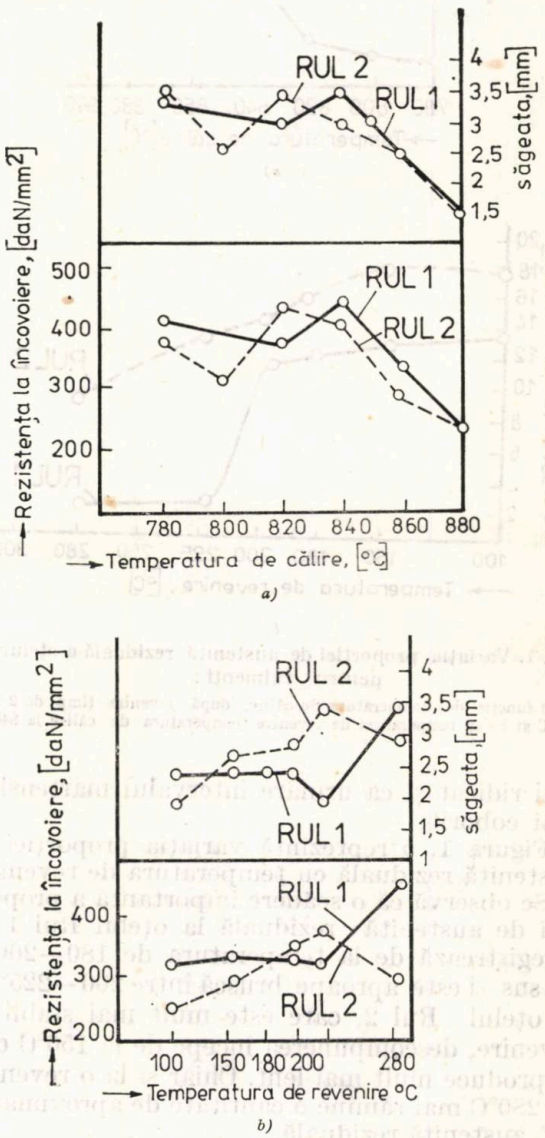


Fig. 4 Variația rezistenței la încovoiere și a săgeții oțelurilor pentru rulmenți:

a — cu temperatura de călire; *b* — călire de la 840°C cu tempeatura de revenire

În oțelul Rul 1 (fig. 4, *b*) rezistența la încovoiere și săgeata se mențin aproape constante pînă la temperatura de 225°C, de unde ele scad brusc. Aceasta s-ar datora transformării austenitei reziduale și variațiilor bruște de volum. Odată cu ridicarea în continuare a

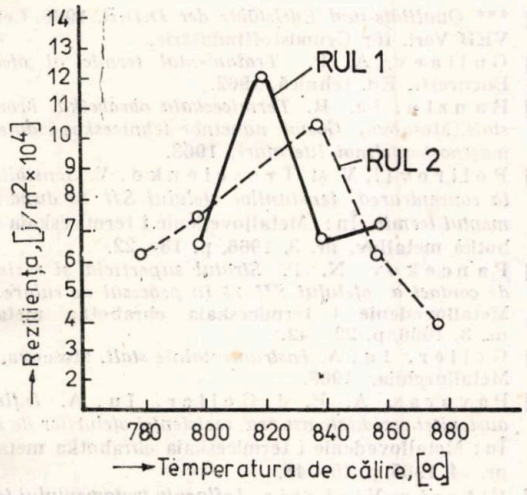
temperaturii de revenire, datorită faptului că scad tensiunile și plasticitatea crește, rezistența și săgeata înregistrează o creștere.

La oțelul Rul 2, care este mai stabil la revenire și la care transformările se produc mai lent, aceste caracteristici înregistrează o scădere numai atunci cînd proporția de austenită reziduală a ajuns sub numite limite, adică începînd de la temperaturi de revenire de 225°C în sus.

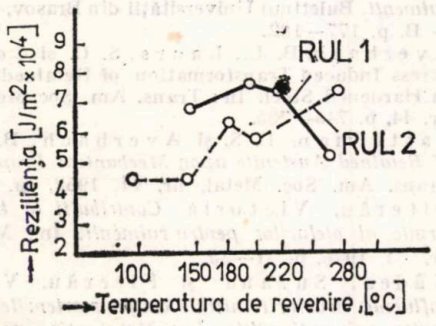
Deci, din analiza figurilor se poate spune că o rezistență la încovoiere și o săgeată maximă se pot obține de la o proporție de aproximativ 14% austenită la Rul 1 și de 18% la Rul 2.

Rezilienta (rezistența la șoc) s-a determinat pe epruvete STAS cu crestătură în „U" și cu secțiunea de 10×10 mm.

În figura 5, *a* este prezentată variația rezilienței oțelurilor pentru rulmenți cu temperatura de călire, pentru probe revenite timp de 2 h la 180 °C.



a)



b)

Fig. 5 Variația rezistenței oțelurilor pentru rulmenți: *a* — cu temperatura de călire (epruvetele au fost și revenite 2 h la 180 C); *b* — cu temperatura de revenire (menținere 2 h) la probe călite de la 840°C

Odată cu mărirea temperaturii de călire (fig. 5, *a*) rezilienta crește ,această creștere fiind determinată de mărirea tenacității datorită ridicării proporției de austenită reziduală. Influența ei este pozitivă însă numai în limitele în care grăuntele format de austenită este mic, la depășirea unei anumite temperaturi, la care grăuntele austenitic crește, rezilienta scade brusc. Creșterea proporției de austenită reziduală care se înregistrează nu anihilează efectul de fragilitate.

Descompunerea austenitei reziduale din timpul revenirii influențează de asemenea asupra rezilienței. În figura 5, *b* se prezintă variația rezilienței oțelurilor pentru rulmenți cu creșterea temperaturii de revenire (menținere 2h) la probe călite de la 840°C.

Ca și în cazul rezistenței la încovoiere, cu creșterea temperaturii de revenire rezilienta se mărește datorită faptului că se elimină tensiunile interne; la temperatura de 180 și 200°C rezilienta înregistrează valori maxime pentru ca apoi să scadă brusc. Se pare că această scădere se datorează variațiilor de volum ce se produc datorită transformării austenitei reziduale ce fragilizează materialul. (După unii cercetători, scăderea rezilienței s-ar datora separărilor de carburi ultramicroscopice la limitele și în planele de alunecare ale cristalelor.)

La oțelul Rul 2, datorită transformării mai lente a austenitei reziduale, rezilienta înregistrează o scădere mai puțin vizibilă.

Pentru o rezilientă maximă cantitatea optimă de austenită reziduală ar fi de 9—10% pentru Rul 1și de aproximativ 14% pentru Rul 2.

Uzarea oțelurilor pentru rulmenți este influențată de duritate și, implicit, de proporția de austenită reziduală. Piesele pentru rulmenți în exploatare suportă acțiunea forțelor de frecare după schema I—1—f conform STAS 8067—67 — cuplă cu contact punctiform.

În cazul de față, rezistența la uzare s-a determinat pe o mașină de tip Amsler, pentru o cuplă cu contact punctiform de tipul celei indicate mai sus. Rolele pentru încercare au fost din aceleași oțeluri ca și probele (cu diametrul de 36 mm și lățimea 11 mm). După un tratament de călire și revenire joasă, la role s-a obținut o duritate de 63 *HRC*. Probele supuse încercării s-au confecționat sub formă de plăcuțe de 44×21×8 mm (grosime).

Încercarea s-a efectuat pe uscat, fără ungere, cu o sarcină de apăsare a rolei de 50 kgf, timp de 1 h (12 000 rotații), pentru fiecare plăcuță tratată după indicațiile tabelului 1.

În figura 6, *a* se prezintă variația uzării cu temperatura de călire pentru oțeluri de rulmenți (revenite 2 h la 180°C).

După cum se vede uzarea este mai mică acolo unde duritatea este mai ridicată, adică rezistența la uzare mai mare. Acest lucru se întîmplă la temperaturi de călire normale. La temperaturi mai ridicate (860°), de unde în structură apare mai multă austenită reziduală, aceasta influențează în sensul micșorării uzării, adică al creșterii rezistenței la uzare, deoarece micșorează duritatea.

S-a constatat de asemenea că pentru temperaturi de călire normale, uzarea depinde de starea structurală a martensitei. La o martensită criptocristalină uzarea este mai mică, adică rezistenţa la uzare mai mare, decît la o martensită grosolană.

În ceea ce priveşte variaţia uzării cu temperatura de revenire (pentru probe călite de la 840°C), se poate spune, după cum indică figura 6, *b*, că odată cu ridicarea temperaturii de revenire uzarea scade, adică rezistenţa la uzare creşte. De la temperaturile de la care austenita

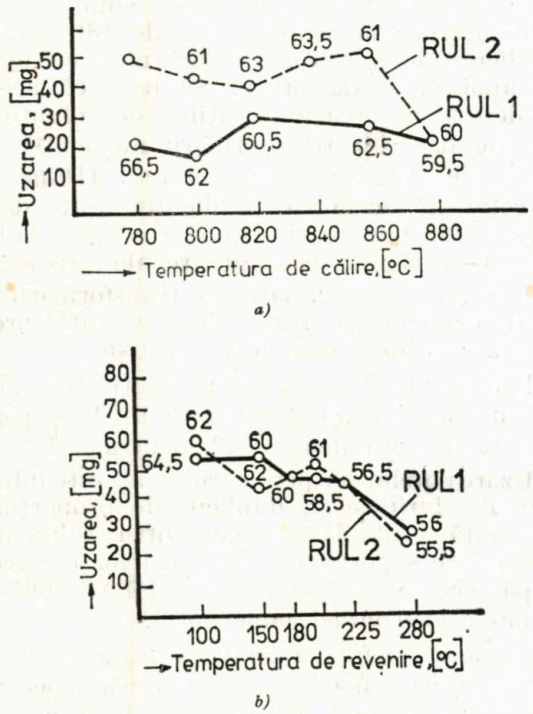


Fig. 6. Variaţia uzării oţelurilor de rulmenţi:
a — cu temperatura de călire (revenite 2 h la 180°C); *b* — cu temperatura de revenire (călite de la 840°C)

reziduală se transformă, o influenţă hotărîtoare are duritatea care, scăzînd, ridică rezistenţa la uzare. Deci pînă la o anumită temperatură de tratament (860°C) asupra rezistenţei la uzare o influenţă hotărîtoare are starea structurală a martensitei şi duritatea ei. Austenita reziduală fiind un constituent moale ridică rezistenţa la uzare, cu condiţia ca ea să nu se găsească în cantităţi prea mari încît să scadă duritatea sub limitele admise de STAS.

În urma analizei efectuate se pot arăta următoarele:

— Austenita reziduală influenţează negativ asupra durităţii şi rezistenţei la uzare de la o proporţie de 12% în sus la Rul 1 şi de 16% în sus la Rul 2.

— Rezistenţa la tracţiune este optimă la o proporţie în jur de 12% austenită reziduală la Rul 1 şi de 15% la Rul 2.

— Rezistenţa la încovoiere este optimă pentru proporţii de aproximativ 14 % austenită reziduală la Rul 1 şi de 18% la Rul 2.

— Rezilienţa este optimă la proporţii de 9 — 10% austenită reziduală la Rul 1 şi de aproximativ 14% la Rul 2.

Deci austenita reziduală în oţelurile româneşti pentru rulmenţi este bine să se menţină între limitele de 9—12% la Rul 1 şi de 13—16% la Rul 2.

BIBLIOGRAFIE

[1] *** *Qualitäts-und Edelstähle der D.D.R.* 1966. Leipzig, VEB Verl. für Grundstoffindustrie.

[2] Guliaev, A. P. *Tratamentul termic al oţelului.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1962.

[3] Ranzin, Ia. R. *Termiceskaia obrabotka hromistoi stali.* Moscova, *Gosud. naucinoe tehniceskoe izdatelistvo maşinostroitelinoi literaturi*, 1963.

[4] Polirovîi, V. şi Troscienko, V. *Sensibilitatea la concentrarea tensiunilor oţelului SH 15 după tratamentul termic.* În: Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, nr. 3, 1966, p. 18—22.

[5] Pancekov, N. P. *Stratul superficial şi rezistenţa de contact a oţelului SH 15 în procesul de rulare.* În: Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, nr. 3, 1966, p. 22—42.

[6] Geller, Iu. A. *Instrumentalnie stali.* Moscova, Izd. Metallurghiia, 1968.

[7] Pavaraş, A. E. şi Geller, Iu. A. *Influenţa austenitei reziduale asupra rezistenţei oţelurilor de scule.* În: Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, nr. 4, 1965, p. 45—48.

[8] Fiterău, Victoria *Influenţa tratamentului termic primar asupra structurii şi proprietăţilor oţelurilor pentru rulmenţi.* Buletinul Universităţii din Braşov, vol. XVII — B, p. 177—182.

[9] Averbach, B. L., Laurs, S. C. şi Cohen, M. Stress Induced Transformation of Retained Austenite in Hardened Steel. În: Trans. Am. Soc. Metals, 1952, nr. 44, p. 746—755.

[10] Castelman, L. S. şi Averbach, B. L. *Effect of Retained Austenite upon Mechanical Properties.* În: Trans. Am. Soc. Metal, nr. 44, 1952, p. 240—263.

[11] Fiterău, Victoria *Contribuţii la tratamentul termic al oţelurilor pentru rulmenţi.* În: Metalurgia, nr. 1, 1976, p. 31—35.

[12] Gâdea, Suzana şi Fiterău, Victoria *Influenţa structurii iniţiale asupra martensitei oţelurilor pentru rulmenţi călite.* În: Metalurgia, nr. 8, 1977, p. 382—388.

Termodinamica şi cinetica formării carburilor şi carbonitrurilor la cementarea cu carbon şi azot

Dr. ing. E. Florian şi ing. M. Marin
Institutul politehnic — Bucureşti

CZ: 621.785.51.062.5

După cum este cunoscut, la carburarea şi carbonitrurarea de temperatură înaltă a oţelurilor în atmosfere obţinute prin arderea parţială a gazului metan (endogaz), cu sau fără adaosuri de metan sau amoniac, controlul şi reglarea potenţialelor termodinamice de carbon şi azot, pornind de la parametrii fazei gazoase, sînt posibile numai în cazul în care procesul se desfăşoară în limitele de concentraţie ale soluţiei solide γ. În acest caz, concentraţia la suprafaţa piesei este determinată la echilibru de compoziţia atmosferei utilizate şi de activitatea termodinamică a carbonului sau azotului în austenită [1], [2].

Obţinerea în stratul superficial, ca rezultat al interacţiunii mediilor gazoase cu suprafaţa oţelului, a carburilor şi mai frecvent a carbonitrurilor, depunerea de negru de fum, sînt fenomene care, dorite sau nu, apar în practica carburării sau carbonitrurării. Deşi în aceste cazuri nu se mai poate vorbi de o reglare a concentraţiei elementelor de difuzie în stratul superficial, prezintă interes determinarea condiţiilor termodinamice, care fac posibilă deplasarea echilibrului din domeniul soluţiei solide în domeniul carburilor, carbonitrurilor sau grafitului.

În lucrare sînt prezentate rezultatele cercetărilor teoretice şi experimentale, privind factorii termodinamici şi cinetici ce conduc, în urma interacţiunii mediilor gazoase cu austenita oţelurilor, la formarea sau separarea compuşilor (carburi, carbonitruri) sau a negrului de fum.

Termodinamica formării carburilor (grafitului) şi carbonitrurilor. Calculele termodinamice s-au efectuat pornind de la reacţiile de bază ce au loc la interfaţa gaz-metal, pentru o atmosferă endotermă (20 %CO, 40 %H_2, 0,5 % CO_2, 0,6 %H_2O, 0,2 %CH_4, N_2 rest) fără adaosuri (pentru carburare) şi cu 5 % NH_3 (pentru carbonitrurare), rezolvîndu-se sistemul de ecuaţii (1—6).

$$K_1 = \frac{P_{CO_2} \cdot a_C^N}{P_{CO}^2} \qquad (1)$$

$$K_2 = \frac{P_{CO_2} \cdot P_{H_2}}{P_{H_2O} \cdot P_{CO}} \qquad (2)$$

$$K_3 = \frac{P_{H_2}^2 \cdot a_C^N}{P_{CH_4}} \qquad (3)$$

$$K_4 = \frac{P_{H_2}^{3/2} \cdot a_N^C}{P_{NH_3}} \qquad (4)$$

$$\frac{P_{CO} + P_{CO_2} + P_{CH_4}}{P_{H_2} + P_{H_2O} + 2P_{CH_4} + 1{,}5\,P_{NH_3}} = A \qquad (5)$$

$$P_{CO} + P_{CO_2} + P_{H_2} + P_{H_2O} + P_{CH_4} + P_{NH_3} = P \qquad (6)$$

unde : a_C^N este activitatea termodinamică a carbonului în austenită, în prezenţa azotului [2];

a_N^C — activitatea termodinamică a azotului în austenită, în prezenţa carbonului [2];

P_{CO_2}, P_{CO}... — presiunile parţiale ale CO_2, CO etc.... ;

A — raportul dintre suma carbonului şi a hidrogenului în atmosfera iniţială, care se menţine constant în timpul desfăşurării reacţiilor;

P — presiunea totală a componenţilor sistemului, fără a considera azotul.

În cazul carburării :

$$K_4 = 0\,;\quad P_{NH_3} = 0\,;\quad a_N^C = 0\,;\quad a_C^N = a_C$$

unde a_C este activitatea termodinamică a carbonului în austenita fără azot [3].

Calculele complete ale echilibrelor termodinamice în sistemele $CO—CO_2—H_2—H_2O—CH_4—N_2—Fe\ \gamma$ şi $CO—CO_2—H_2—H_2O—CH_4—NH_3—N_2—Fe\ \gamma$ sînt prezentate în lucrările [1], respectiv [2], şi au constat din determinarea presiunilor parţiale ale componenţilor gazoşi la o anumită temperatură în echilibru cu austenita, avînd conţinuturi diferite de carbon. Limita domeniului monofazic γ se determină egalînd activitatea termodinamică a carbonului cu unitatea ($a_C^N = 1$ — carbonitrurare, $a_C = 1$ —carburare); aceasta înseamnă că grafitul sau carburile (carbonitrurile) se separă din austenită atunci cînd concentraţia corespunzătoare potenţialului de carbon al atmosferei depăşeşte limita de solubilitate a carbonului în austenită la temperatura respectivă [3] — [5].

Rezultatele teoretice au fost verificate experimental. Experienţele au fost realizate într-un cuptor cu muflă orizontală cu bazin integrat de călire în ulei. Ca atmosferă s-a utilizat endogaz produs prin arderea parţială a gazului metan

într-un generator endotermic de 20 Nm ^{3}/h, cu un control automat al compoziției gazului prin punctul de rouă; ca adaos s-a utilizat amoniacul din baloane. În timpul experiențelor a fost asigurată analiza conținutului de vapori de apă din cuptor (punctul de rouă) cu un aparat de tip Alnor și de amoniac nedisociat, prin titrare cu o soluție 0,1 N, H_2SO_4. Ca material s-au folosit folii ($\delta = 0{,}03 - 0{,}04$ mm) și probe Ø 10 × 20 mm din fier Armco. După călire în ulei probele au fost supuse analizei metalografice, iar foliile analizei chimice, pentru azot și carbon.

O bună concordanță a rezultatelor teoretice cu cele experimentale s-a obținut în cazul carburării, separarea negrului de fum producîndu-se atunci cînd concentrația în carbon a austenitei a depășit limita de solubilitate la temperatura respectivă (fig. 1) [1]. Trebuie remarcat faptul că în probele de fier Armco călite, indiferent de valoarea potențialului de carbon, nu a fost semnalată prezența cementitei; cînd concentrația în carbon a austenitei depășește limita lui de solubilitate, excesul de carbon se separă sub formă de grafit.

La carbonitrurare, a fost observată în stratul superficial carbonitrura $\varkappa$, sub formă globulară la menținere nu prea îndelungate și strat compact după perioade mari de menținere. Prezența

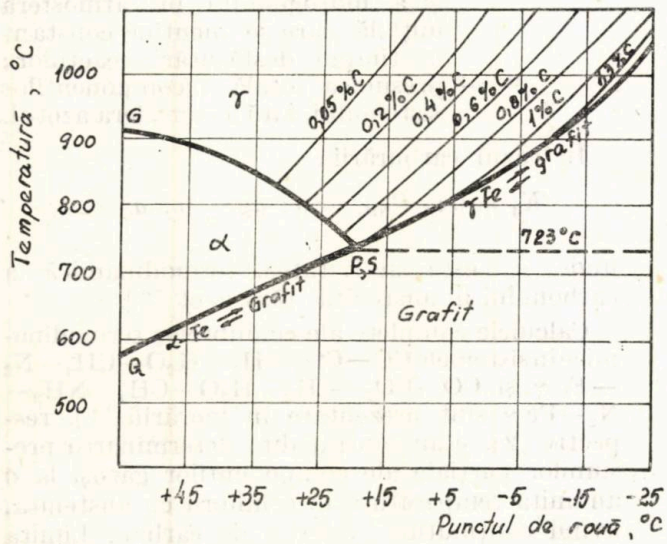


Fig. 1. Diagrama de echilibru a conținutului de vapori în apă, în raport cu carbonul din austenită, pentru o atmosferă endotermă

acesteia a fost sesizată la valori mai mici ale potențialelor de carbon decît cele corespunzînd limitei de solubilitate a carbonului în austenita la temperatura respectivă. O analiză mai atentă a rezultatelor experimentale, obținute în condițiile apariției fazei $\varkappa$, a arătat că aceasta se separă din austenită atunci cînd concentrația sumară (%C + %N) depășește limita de solubilitate a carbonului în austenita sistemului Fe—C—N. Acest lucru se explică pe baza similitudinii în comportare a celor două elemente de interstiție C și N. Astfel, atomii de carbon și azot ocupă aceleași poziții în rețeaua Fe—γ, iar energia de interacțiune dintre atomii de carbon și azot este aproximativ aceeași cu energia de interacțiune dintre atomii de carbon [6], [7]. Revenind la calculele termodinamice, avînd în vedere cele arătate, se poate arăta în concluzie că limita de separație a domeniilor fazice γ și $\varkappa$ se obține în cazul în care $a_C^N + a_N^C = 1$ (fig. 2). Acest rezultat este deosebit de important explicînd o serie de neconcordanțe observate în literatură între rezultatele experimen-

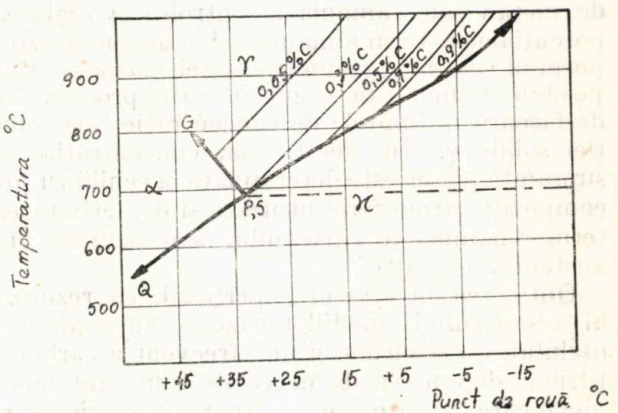


Fig. 2. Diagrama de echilibru a conținutului de vapori în apă, în raport cu carbonul din soluția solidă γ cu 0,4 % azot, pentru o atmosferă endotermă + 5 % NH_3

tale ale diverșilor autori, referitoare pe de o parte la determinarea potențialelor de carbon și azot și pe de altă parte la cinetica creșterii straturilor carbonitrurate.

Cinetica creșterii straturilor carburate și carbonitrurate prin modificarea compoziției fazice. Conducerea proceselor de carburare și carbonitrurare în gaze poate fi asigurată cu ajutorul modelelor fizico-matematice, care includ în ele toate caracteristicile termodinamice și cinetice ale interacțiunii atmosferelor utilizate cu oțelurile. Aceste modele se obțin prin rezolvarea ecuației a 2-a a difuziei în diverse condiții limită și în general determină curba de repartiție a concentrației elementului care difuzează pe adîncimea stratului cementat în funcție de parametrii termici și temporali ai regimului de tratament.

Calculul repartiției concentrației carbonului și azotului, la carburare și carbonitrurare, în cazul conducerii procesului în domeniul soluției solide, se poate face cu o precizie satisfăcătoare în funcție de valorile vitezelor de hemosorbție și difuzie, utilizînd soluțiile analitice ale ecuației difuziei în condiții limită de ordinul I (fig. 3, *a*) [8]:

$$\theta = \frac{C_x - C_0}{C_p - C_0} = \operatorname{erfc} \beta \qquad (7)$$

unde : C_x este — concentraţia elementului ce difuzează la distanţa x de suprafaţă după timpul τ, %;

C_0 — concentraţia iniţială a oţelului, %;

C_p concentraţia corespunzătoare potenţialului atmosferei, %;

$$\beta = \frac{x}{2\sqrt{D\tau}}$$

D — coeficientul de difuzie, cm ^{2}/s.

sau de ordinul III (fig. 3, *b*) [8] :

$$\theta = \frac{C_x - C_0}{C_p - C_0} = \text{erfc } \beta - e^{\gamma^2 + 2\beta\gamma} \text{ erfc } (\beta + \gamma) \quad (8)$$

unde :

$$\gamma = h\sqrt{D\tau}$$

$$h = K/D$$

K — coeficientul vitezei de reacţie (hemosorbţie) la suprafaţa oţelului, cm/s.

tinzînd către valoarea limită la echilibru C_s în noua fază formată. Concentraţiile C_{12} şi C_{21} rămînînd constante, are loc deplasarea frontului de separaţie dintre cele două faze.

Din analiza figurii 3, *c* mai rezultă un lucru deosebit de important, şi anume, imposibilitatea formării fazei noi (carburi sau carbonituri), în cazul în care $C_s = C_{12}$ (ceea ce din punct de vedere fizic înseamnă absenţa unui domeniu de solubilitate a elementului de interstiţie în noua fază). Condiţia $C_s = C_{12}$ echivalează cu lipsa unui gradient de concentraţie şi face imposibil transportul de masă în continuare de-a lungul stratului de fază nouă şi deci procesul de adsorbţie încetează. În această situaţie difuzia atomilor de carbon sau azot în austenită (deci în stratul *2*, fig. 3, *c*) conduce la dizolvarea „fazei barieră" formate, moment în care procesul de adsorbţie este reluat. Acesta este motivul pentru care la carburarea oţelurilor carbon nu se obţine niciodată cementita în timpul perioadei de menţinere la temperatura

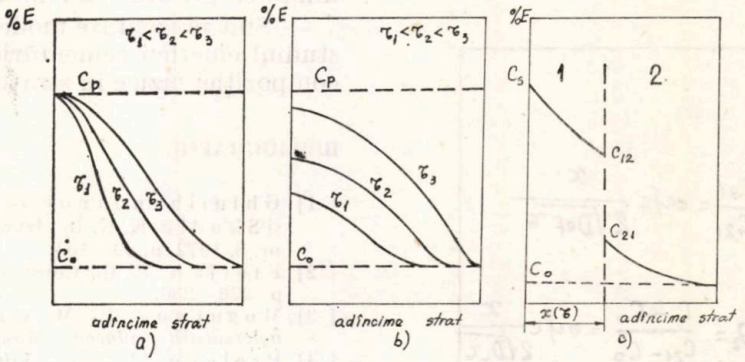


Fig. 3. Curbele de repartiţie ale concentraţiei elementului de interstiţie (schemă) :
a, b — domeniul monofazic; *c* — domeniul bifazic

În cazul conducerii procesului de cementare, în condiţiile separării din soluţia solidă a unor faze noi (carburi, carbonitruri) are loc modificarea cineticii formării şi creşterii stratului. Pe curba de repartiţie a concentraţiilor apare în acest caz un salt egal cu diferenţa dintre conţinutul minim posibil al concentraţiei elementului de interstiţie în faza nouă şi limita lui de solubilitate în soluţia solidă (fig. 3, *c*). Concentraţiile la limita de separaţie a celor două faze C_{12} şi C_{21} corespund concentraţiilor domeniului bifazic de pe diagrama de echilibru.

În aceste condiţii poate fi explicat şi mecanismul formării şi creşterii straturilor cementate în cazul apariţiei carburilor şi carbonitrurilor. Elementul (elementele) este adsorbit la suprafaţa oţelului, îmbogăţind soluţia solidă γ. Concentraţia elementului respectiv creşte pînă la valoarea limitei lui de solubilitate, după care are loc separarea sub formă de carbură (grafit) sau carbonitrură. În condiţiile adsorbţiei în continuare a elementului de interstiţie, concentraţia acestuia la suprafaţa oţelului creşte, de carburare (în cementită carbonul are o concentraţie fixă — 6,67%). În condiţiile în care fluxul de carbon pus la dispoziţie de atmosferă depăşeşte cantitatea de carbon ce se dizolvă (după ce a fost adsorbită) în austenită, se depune negru de fum. Reţeaua de cementită ce se poate obţine în cazul carburii oţelurilor carbon apare numai în timpul răcirii după cementare. Carbonitrurile sau carburile elementelor de aliere Cr, V, Mo, W, existînd pe diagramele de echilibru într-un domeniu de concentraţie, se pot forma chiar în timpul menţinerii la temperatura de carbonitrurare sau carburare. Pentru înlăturarea lor, sînt necesare fie normalizări la temperaturi mai ridicate decît temperatura de cementare (care să permită dizolvarea acestora), fie perioade de difuzie la potenţiale de carbon mai scăzute (cementare în trepte).

Modele fizico-matematice, care să descrie cinetica cementării cu modificarea compoziţiei fazice, sînt prezentate în lucrările [9]—[11]. Ecuaţia transcendentă (9) reprezintă un astfel

de model în ipoteza menţinerii concentraţiei C_s constantă :

$$\sqrt{\pi}\,\beta(C_{12}-C_{21}) = (C_s-C_{12})\frac{\exp(-\beta^2)}{\operatorname{erf}\beta} -$$

$$-\sqrt{\frac{D_2}{D_1}}(C_{21}-C_0)\frac{\exp\left(-\beta^2\frac{D_1}{D_2}\right)}{\operatorname{erf}\beta\sqrt{\frac{D_1}{D_2}}} \qquad (9)$$

unde :

$$\beta = \frac{x(\tau)}{2\sqrt{D_1\,\tau}}$$

$x(\tau)$ este coordonata stratului de separaţie dintre fazele *1* şi *2* după τ secunde, cm ;

D_1 — coeficientul de difuzie în faza *1*, cm ^{2}/s ;

D_2 — coeficientul de difuzie în faza *2*, cm ^{2}/s.

Rezolvarea ecuaţiei (9) în funcţie de β dă posibilitatea determinării grosimii stratului noii faze $x(\tau)$.

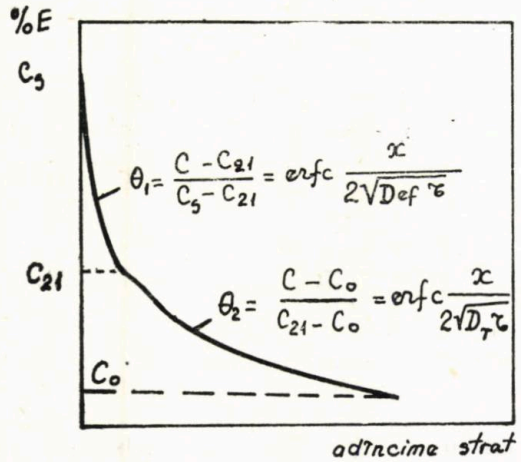


Fig. 4. Reprezentarea schematică a concentraţiei carbonului pe adîncimea stratului carbonitrurat în cazul formării carbonitrurilor

Pentru calcule aproximative şi în special în cazul (destul de frecvent) în care faza nou formată nu se află sub forma unui strat compact, modelul propus şi verificat de autori este prezentat în figura 4. În această figură D_{ef} este coeficientul de difuzie efectiv al carbonului în amestecul de faze. Determinarea lui D_{ef} pentru amestecul $\gamma+\varkappa$ s-a făcut experimental, avînd la 870°C valoarea $4{,}35\times10^{-10}$ cm ^{2}/s.

Concluzii

— Din punct de vedere termodinamic, separarea fazelor noi (carburi, carbonitruri) la carburare sau carbonitrurarea de temperatură înaltă a oţelurilor are loc atunci cînd suma concentraţiilor elementelor de interstiţie depăşeşte limita de solubilitate a carbonului în austenită la temperatura de cementare.

— Condiţiile termodinamice fiind îndeplinite, carburile şi carbonitrurile se formează în timpul cementării, în urma interacţiunii mediilor gazoase utilizate cu austenita şi aceasta numai în cazul în care carbonul prezintă un interval de solubilitate în fazele respective. În caz contrar separarea acestora nu mai este posibilă, depunîndu-se grafitul sub formă de negru de fum.

— Sînt prezentate modele matematice pentru studiul cineticii cementării, în cazul modificării compoziţiei fazice în stratul superficial.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ghiulihandanov, E. L., Horosailov, V. G. şi Skodin, K. K. În : Izvestiia A.N.S.S.S.R — Metalli, nr. 5, 1972, p. 99—104.

[2] Florian, E. În : Construcţia de maşini, nr. 5, 1977, p. 226—230.

[3] Mogutnov, B. M. ş. a. *Termodinamika jelezo — uglerodistih splavov.* Moscova, Metallurghiia, 1972.

[4] Prejenosil, B. *Nitrofementaţiia.* Leningrad, Maşinostroenie, 1969.

[5] Babad—Zahriapin, A. A. şi Kuznețov, G. D. *Himiko — termiceskaia obrabotka v tleiuscem razriade.* Moscova, Atomizdat, 1975.

[6] Atkinson, D. şi Bodsworth, C. În : Journal Iron and Steel Institute, nr. 6, 1970, p. 587—593.

[7] Milinskaia, I. N. şi Tomilin, I. A. În : Dokladi A. N. S.S.S.R., nr. 5, 1968, p. 1140—1143.

[8] Zamiatnin, M. M. *Kinetika processov himiko-termiceskoi obrabotki.* Moscova, Metallurghizdat, 1951.

[9] Liubov, B. Ia *Kineticeskaia teoriia fazovih prevraşcenii* Moscova, Metallurghiia, 1969.

[10] Airapetian, Iu. N. ş.a. În : Izvestiia A.N. S.S.S.R. — Matalli, nr. 2, 1971, p. 97 — 103.

[11] Liubov, B. Ia ş. a. În : Izvestiia A.N. S.S.S.R.— Metalli, nr. 5, 1972, p. 97—103.

Unele observaţii privind influenţa structurii în benzi asupra carburării

Dr. ing. A. Munteanu, ing. A. Popa
şi
ing. I. Ciobanu
Universitatea din Braşov

CZ: 66.046.562

Studiul structurii în benzi, în mod special a structurii ferito-perlitice, a căpătat în ultimii ani o importanţă considerabilă.

Dificultăţile provocate de prezenţa structurii în benzi la oţelurile de carburare, destinate execuţiei angrenajelor în construcţia de automobile, sînt legate îndeosebi de preţul ridicat al prelucrării mecanice şi de influenţa pe care o are această structură asupra proprietăţilor mecanice finale.

Întrucît oţelurile ferito-perlitice sînt oţeluri destinate carburării, în prezenta lucrare se urmăreşte modul în care structura iniţială, lipsită sau nu de benzile ferito-perlitice, influenţează structura , proprietăţile şi adîncimea stratului carburat.

Este cunoscut că structura în benzi apare ca urmare a segregaţiilor de fosfor produse la solidificarea oţelurilor, segregaţii plastice, plasate interdendritic şi orientate în procesul de laminare. Formarea benzilor este explicată prin existenţa unor concentraţii de carbon diferite, mai ridicate în zonele dendritice, sărace în fosfor, şi mai scăzute în zonele interdendritice, bogate în fosfor [2] — [4].

Ţinînd seamă de faptul că fosforul ridică punctele de transformare A_1 şi A_3 [1] şi că dizolvat în austenită măreşte călibilitatea [1], zonele cu o concentraţie mai ridicată în fosfor se vor comporta diferit la răcire faţă de zonele mai sărace în fosfor.

După încălzire, fără o menţinere îndelungată pentru omogenizare chimică, urmată de răcire lentă, ferita proeutectoidă apare din austenita mai bogată în fosfor, carbonul rămînînd în austenita netransformată, care se va transforma ulterior în perlită.

Structura este astfel formată din benzi feritice, sărace în carbon, provenite din spaţiile interdendritice şi benzi perlitice bogate în carbon, provenite din zonele dendritice.

La o viteză de răcire rapidă, ferita apare în zonele austenitice cu o concentraţie mai săracă în fosfor, deci relativ mai bogată în carbon, înlăturîndu-se astfel posibilitatea apariţiei zonelor feritice. Se obţine astfel o structură omogenă deşi repartiţia iniţială a fosforului nu a dispărut, şi la o nouă încălzire urmată de o răcire lentă structura în benzi poate apărea din nou.

În figura 1 sînt reprezentate curbele de început de separare a feritei proeutectoide pentru două zone alăturate cu concentraţii diferite de fosfor.

Poziţia curbelor de transformare la răcire este diferită datorită influenţei fosforului asupra punctelor critice Ac_3 şi asupra stabilităţii austenitei.

Pentru înlăturarea structurii în benzi, în practica curentă sînt folosite diverse operaţii de tratament termic, unele urmărind să înlăture

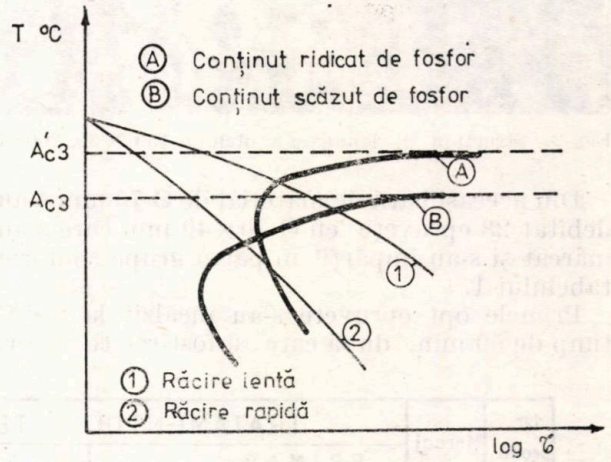


Fig. 1. Influenţa fosforului asupra curbelor de început de separare a feritei proeutectoide

cauza apariţiei acestei structuri printr-o recoacere de difuzie de lungă durată la o temperatură înaltă, altele să evite apariţia structurii în benzi prin normalizare, recoacere izotermă sau prin călire — deci o răcire rapidă controlată — urmată de o revenire înaltă.

Pentru oţelurile de carburare, vitezele minime de răcire pentru evitarea structurii în benzi sînt de ordinul a 20—40°C/min şi ele sînt puţin influenţate de elementele de aliere — în cazul oţelurilor aliate — depinzînd doar de conţinutul în carbon [1].

În cazul operaţiilor de normalizare sau de recoacere izotermă, mărimea grăuntelui austenitic obţinut prin încălzire are o mare influenţă asupra vitezei de răcire limită pentru evitarea structurii în benzi. Dacă mărimea grăuntelui creşte sub efectul temperaturii de austenitizare, tendinţa de formare a benzilor scade, scăzînd în acest fel şi viteza minimă de răcire.

În prezenta lucrare s-a urmărit modul în care se realizează dispariţia structurii în benzi, prin normalizare, prin recoacere izotermă şi prin îmbunătăţire, precum şi influenţa omogenităţii

structurii obținute prin aceste tratamente asupra carburării, ca etalon de comparație servind structura de laminare, netratată termic, la care prezența benzilor este pronunțată.

Modul de lucru. Pentru experimentări s-a ales un oțel de carburare 13 CN 35 STAS 791— 66 la care prezența benzilor este evidentă (fig. 2).

Fig. 2. Structura de laminare a oțelului 13 CN 35, 200 : 1

Din aceeași bară de material de Ø 70 mm s-au debitat 28 epruvete cu Ø 70×40 mm care s-au marcat și s-au împărțit în patru grupe conform tabelului 1.

Primele opt epruvete s-au încălzit la 880°C timp de 50 min, după care au fost răcite în aer.

Următoarele opt epruvete au fost supuse operației de recoacere izotermă. Celelalte epruvete au fost supuse unei operații de îmbunătățire și anume călire în ulei de la 870°C și revenire la 580°C.

Structurile premergătoare carburării obținute prin aceste tratamente termice pot fi urmărite în figurile 3, 4 și 5.

Se poate observa că operația de normalizare, datorită răcirii relativ rapide, înlătură complet structura în benzi, în timp ce la recoacerea izotermă (fig. 4) structura obținută nu este lipsită de benzi, deși caracteristicile constructive ale utilajului în mod normal trebuie să asigure o distribuție omogenă a feritei și perlitei. Prezența benzilor în cazul recoacerii izoterme se explică printr-o funcționare defectuoasă a celulei de răcire a utilajului folosit.

Structura sorbitică obținută în urma călirii și revenirii înalte (fig. 5) este omogenă și este formată din ferită și cementită globulară, păstrînd încă tiparul martensitic acicular preexistent.

După tratamentul termic primar epruvetele au fost strunjite pentru a se înlătura zona de suprafață afectată chimic în procesul de încălzire și menținere la temperatura de tratament.

După prelucrarea mecanică s-au format două loturi de carburare, care s-au introdus simultan și au fost menținute același timp în atmosferă carburantă, într-un cuptor Super Alcasse.

Tabelul 1

Nr. probă	Marcaj	TRATAMENTUL TERMIC — PRIMAR	TRATAMENTUL TERMIC — SECUNDAR	OPERAȚII ULTERIOARE		
1	1	NORMALIZARE: 880°C, aer, 50 min; prelucrare		RĂCIRE LENTĂ	Indepărtat strat 0,1mm	ANALIZA CHIMICA SI METALOGRAFICA
2	1.0			CĂLIRE	Control duritate	
3	2			RĂCIRE LENTĂ	Indepartat strat 0,1 mm	
4	2.0			CĂLIRE	Control duritate	
5	3.			RĂCIRE LENTĂ	Indepărtat strat 0,1 mm	
6	3.0			CĂLIRE	Control duritate	
7	4			RĂCIRE LENTĂ	Indepărtat strat 0,1 mm	
8	4.0			CĂLIRE	Control duritate	
9	5	RECOACERE IZOTERMĂ: 900°C, 680°C, aer, 24 56 64 192 min; prelucrare	T[°C]: 900, răcire lentă, 820, călire, 11 τ[h]			
10	5.0					
11	6.					
12	6.0					
13	7					
14	7.0					
15	8					
16	8.0					
17	9	CĂLIRE + REVENIRE: 870°C, ulei, 580°C, aer, 50 75 min; prelucrare				
18	9.0					
19	10					
20	10.0					
21	11					
22	11.0					
23	12					
24	12.0					
25	0.1	— prelucrare				
26	0,2					
27	0,3					
28	0.4					

Fig. 3. Structura după normalizare, 200 : 1

Fig. 4. Structura după recoacere izotermă, 200 : 1

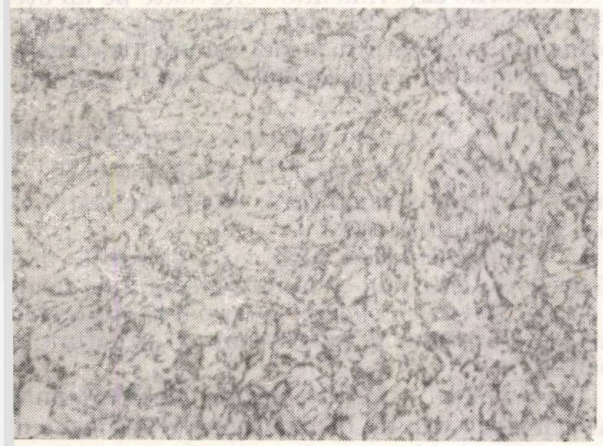


Fig. 5. Structura după îmbunătățire, 200 : 1

Primul lot care a cuprins epruvetele, conform abelului 1, a fost răcit lent în compartimentul estinat răcirii lente al cuptorului, iar al doilea t a fost introdus la călire în ulei, în bazinul tegrat al cuptorului.

Pe epruvetele carburate și răcite lent s-a terminat compoziția stratului pe șpan din na exterioară luat din 0,1 în 0,1 mm adîncime, r pe epruvetele carburate și călite s-a determinat duritatea și adîncimea stratului carburat.

În figura 6 sînt prezentate curbele de variație a conținutului de carbon (valoarea medie a două probe) în stratul carburat, pentru fiecare tratament termic inițial aplicat, proba 0.1 fiind proba etalon fără tratament (fig. 2). Durate de carburare și difuzie, caracteristiticile atmosferei din cuptor (potențialul de carbon reglat prin intermediul punctului de rouă) au fost aceleași pentru toate epruvetele.

Se poate constata că la suprafață concentrația de carbon (C_s) este diferită, variind între 0,9 %C pentru proba etalon și 0,98 % C pentru proba normalizată. Precizia determinării conținutului de carbon fiind de 0,01 %, aceste variații de concentrație a carbonului, determinate prin analiză chimică și ținînd seamă de modul de lucru prezentat, pot fi explicate numai prin existența structurii inițiale diferite. Dacă se consideră adîncimea utilă a stratului zona cu o concentrație de carbon mai mare de 0,45 % C, atunci se observă că adîncimea este minimă pe epruvetele cu structură inițială netratată (0,83 mm), și maximă pentru epruvetele tratate (0,95 mm).

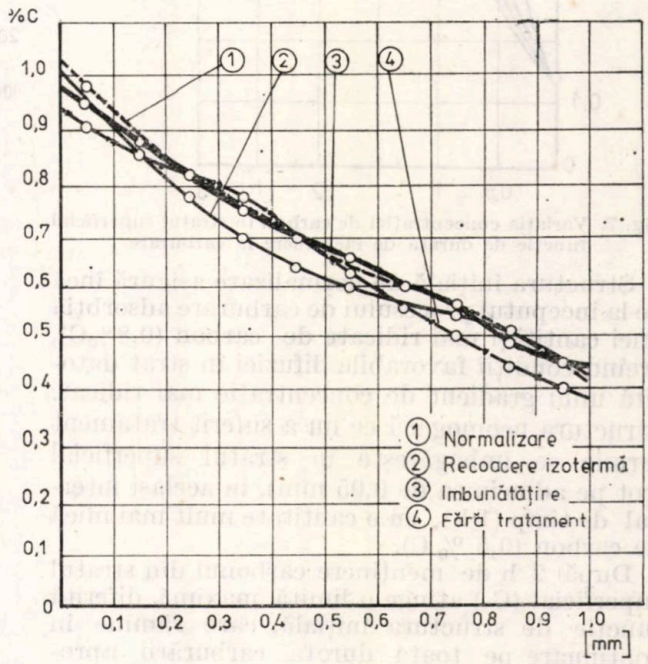


Fig. 6. Variația concentrației de carbon pe adîncimea stratului carburat

Pentru elucidarea influenței stării structurale inițiale ce se manifestă cu precădere la începutul perioadei de carburare, s-au extras din cuptor din oră în oră cîte două epruvete, momentul primei extrageri fiind după o oră de la începutul procesului de încălzire. Aceste epruvete au fost strunjite pe adîncimea de 0,05 mm, șpanul rezultat fiind analizat chimic.

Rezultatele determinării carbonului în stratul superficial sînt prezentate în figura 7.

După cum se poate constata după prima oră de menținere în cuptor, timp în care suprafața

epruvetelor s-a încălzit la temperatura de carburare şi au demarat procesele de adsorbţie şi difuzie, cantitatea de carbon transferată din mediul de încălzire (atmosferă endotermă plus un adaos procentual de gaz metan) în stratul superficial al probei este puternic influenţată de distribuţia constituenţilor din structura iniţială.

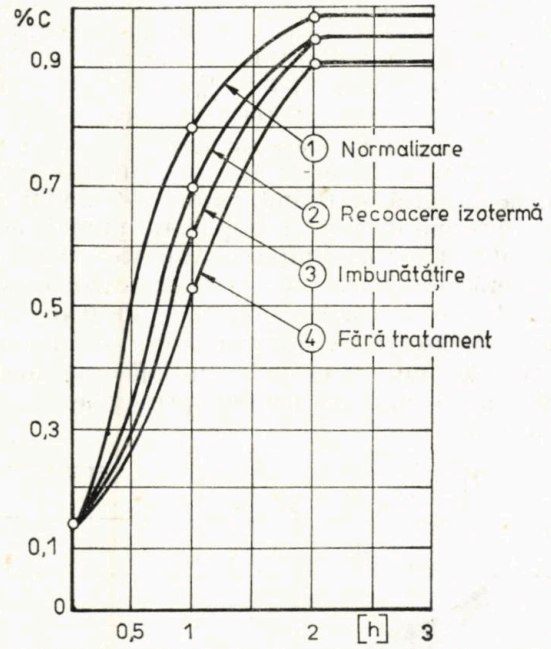


Fig. 7. Variaţia concentraţiei de carbon în stratul superficial funcţie de durata de menţinere la carburare

Structura iniţială de normalizare asigură încă de la începutul procesului de carburare adsorbţia unei cantităţi mai ridicate de carbon (0,8%C), creînd condiţii favorabile difuziei în strat datorită unui gradient de concentraţie mai ridicat. Structura neomogenă ce nu a suferit tratament termic se îmbogăţeşte în stratul superficial (tot pe adîncimea de 0,05 mm), în acelaşi interval de timp (1 h), cu o cantitate mult mai mică de carbon (0,5 % C).

După 2 h de menţinere carbonul din stratul superficial (C_S) atinge o limită maximă diferită funcţie de structura iniţială, care rămîne în continuare pe toată durata carburării aproximativ constantă la valori mai mici decît potenţialul de carbon al atmosferei din cuptor.

Diagrama din figura 7 demonstrează că variaţia de concentraţie la sfîrşitul duratei de carburare (fig. 6) nu este întîmplătoare, un rol deosebit fiind atribuit timpului în care se stabileşte concentraţia maximă în stratul superficial.

Structura premergătoare intervine deci în special asupra etapei de adsorbţie a procesului de carburare, accelerînd sau frînînd în acest fel procesul de difuzie în strat.

În figura 8 este reprezentată diagrama de variaţie a durităţii în stratul carburat măsurată din 0,2 în 0,2 mm de la suprafaţa epruvetelor călite, observîndu-se o duritate mai scăzută la cele care nu au suferit tratament termic iniţial.

Analiza metalografică a stratului după carburare, în stare recoaptă şi în stare călită, pentru cele patru grupe de epruvete cu tratament termic diferit, nu indică deosebiri esenţiale,fapt ce denotă că pe parcursul menţinerii necesare difuziei diferenţele structurale iniţiale dispar.

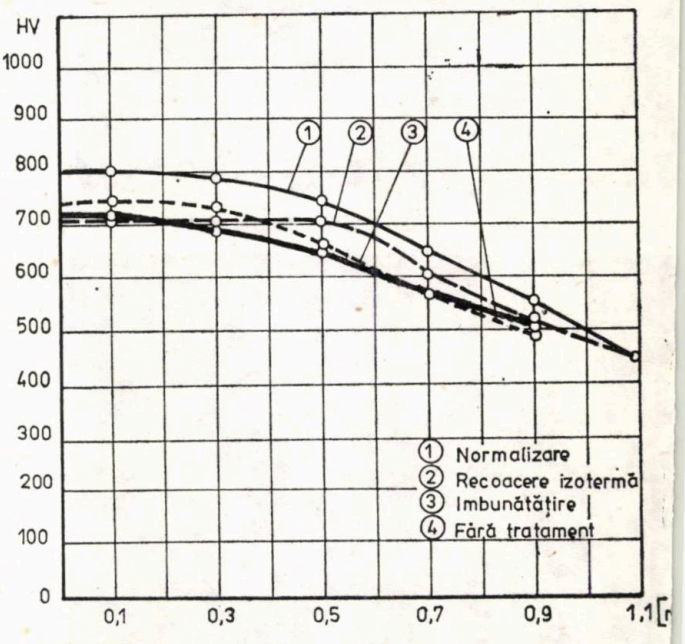


Fig. 8. Curbele de variaţie a durităţii pe adîncimea stratului

Concluzii

Cercetările experimentale efectuate pe un oţel 13 CN 35 STAS 791—66 pentru determinarea influenţei structurii în benzi asupra tratamentului termochimic de carburare pun în evidenţă următoarele :

Structura în benzi, datorită eterogenităţilor interdentritice plastice, de fosfor, poate fi înlăturată prin normalizare, recoacere izotermă sau prin îmbunătăţire.

În experimentările efectuate, datorită unei răciri prea lente în celula intermediară de răcire a cuptorului de recoacere izotermă, la epruvetele recoapte izoterm a apărut totuşi structura în benzi.

Tratamentul termic primar destinat înlăturării structurii în benzi asigură o adîncime de pătrundere mai mare şi o relativ mai ridicată duritate în strat.

Structura iniţială influenţează adsorbţia carbonului la suprafaţă, deci influenţează momentul stabilirii conţinutului limită de carbon C_S diferit, în funcţie de tratamentul termic aplicat.

BIBLIOGRAFIE

[1] De Andres Sanz, M. P. În: La métallurgie et l construction mécanique, vol. 104, nr. 12, 1972.
[2] Camon, J., Delorme, J. şi Bastieu, P. În Revue de Métallurgie, aprilie, 1973.
[3] Leger, M. T. şi Detrez, P. Revue de Métallurgi sept., 1965, p. 768.
[4] Popescu, V. şi Vităneşcu, C. *Tehnologia trat mentelor termice*. Bucureşti, Editura tehnică, 1974.

Măsurarea cîmpului magnetic la saturație și determinarea factorului $4\pi\sigma$, metodă modernă de control al calității aliajelor dure sinterizate

Ing. I. Drăgulănescu, chim. B. Abraham
și
V. Țigănuș
Institutul de cercetări și proiectări mecanică fină și scule — București

CZ: 658.562 :669.2/8.018

În fabricația de aliaje dure sinterizate pe bază de WC în amestec cu TiC, TaC, NbC, și Co există tendința de a se înlocui metodele de testare și analiză distructive (cum ar fi studiul metalografic, rezistența la rupere prin încovoiere etc.), cu metode de analiză eficiente pentru caracterizarea calității aliajelor, care nu necesită distrugerea pieselor de probă sau a epruvetelor.

Dacă pînă nu demult caracterizarea de rutină a calității producției de serie a pieselor din carburi dure sinterizate se mărginea la determinarea densității, durității, rezistenței la rupere prin încovoiere și a forței coercitive, în prezent producătorii de aliaje dure recurg tot mai mult la măsurători magnetice nedistructive. Astfel principalii producători de aliaje dure industriale din Europa (Sandvik, Tizit — Metallwerk — Plansee, Eurotungstene) caracterizează nivelul producției lor de serie prin determinarea densității, durității, forței coercitive și a factorului $4\pi\sigma$.

În prezent este posibil să se caracterizeze gradul de sinterizare al aliajelor tehnice de carburi dure pe baza studiului magnetizării specifice la saturație și a valorilor forței coercitive ale aceleiași probe de aliaj.

În continuare se prezintă importanța determinării magnetizării specifice la saturație a aliajelor dure industriale.

În general componentele feromagnetice ale aliajelor dure industriale sînt cobaltul și micile cantități de fier sau nichel din compoziția aliajului.

Carburile de wolfram, titan, tantal sau niobiu ca și fazele η, formate în cazul unor balanțe deficitare de carbon a aliajului sau a unor condiții de sinterizare decarburante, sînt nemagnetice.

Deci numai fracțiunea de cobalt liber (necombinat, sub forma carburii duble de wolfram și cobalt faza η — fragilă) contribuie la magnetizarea aliajului.

Valorile magnetizării specifice la saturație sînt astfel o măsură a conținutului de cobalt liber al aliajului.

Dacă conținutul de cobalt total se poate determina prin analize chimice cantitative, măsurătorile valorii magnetizării specifice la saturație permit determinări ale prezenței carburii duble W_3, Co_3, C fragile ca și a decarburării aliajelor dure industriale.

Efectul de fragilizare a fazelor η este nedorit în aliajele dure, iar măsurătorile magnetice la saturație reprezintă evident un test convenabil al fragilității.

Cunoașterea cu precizie a magnetizării specifice la saturație permite identificarea unei substanțe magnetice pure sau măsurarea conținutului unei faze magnetice în amestec cu o fază nemagnetică.

Prin definiție, magnetizarea specifică la saturație σ_s este momentul magnetic la saturație pe unitatea de masă $\sigma_s = \frac{M_s}{m}$ (tab. 1).

Magnetizarea specifică la saturație σ_s prezintă proprietatea remarcabilă de a fi o constantă pentru un material magnetic dat la o temperatură determinată. Ea nu depinde practic de forma și structura materialului.

Tabelul 1

	CGS	SI
M_s — momentul magnetic la saturație	G·cm³	T·m³
m — masa	g	kg
σ_s — magnetizarea spec. la saturație	G·cm³/g	T·m³/kg
Citeva valori ale σ_s la 20 °C		
Nichel	54,5	$68{,}5 \cdot 10^{-6}$
Fier	217	$273 \cdot 10^{-6}$
Cobalt	160	$201 \cdot 10^{-6}$

1 Gauss. $cm^3/g = 4\pi \cdot 10^{-7}$ Tesla·m^3/kg

Domeniul de aplicație a măsurătorilor valorilor σ_s este foarte larg permițînd următoarele:

- măsurarea conținutului de metal liber în pulberile feromagnetice;
- studiul aliajelor sinterizate cu mai multe faze (de exemplu determinarea conținutului de cobalt pur în aliaje dure);
- studiul mineralelor și al rocilor prin detecția componentelor magnetice;
- studiul oțelurilor prin detecția și dozarea fazelor feritice;
- studiul și controlul reacțiilor chimice în cursul cărora intervin faze magnetice.

Descrierea principiului de măsurare și a aparaturii utilizate. Aparatul utilizat, destinat măsurării rapide a magnetizării specifice la saturație σ_s a aliajelor dure, este un sigmametru cu cîmp magnetic de mare sensibilitate, capabil să satureze materialele foarte dure (fig. 1).

Doi magneți de Al—Ni —Co furnizează un cîmp în jur de 19 000 Oe într-un întrefier de 50 mm diametru și 10,8 mm lungime

De o parte și de alta a întrefierului, pe piesele polare sînt fixate două bobine conectate în serie avînd 6 000 spire în total.

Eșantionul de măsurat este fixat la extremitatea unui braț nemagnetic și izolat electric. Acest braț este acționat pneumatic între zona

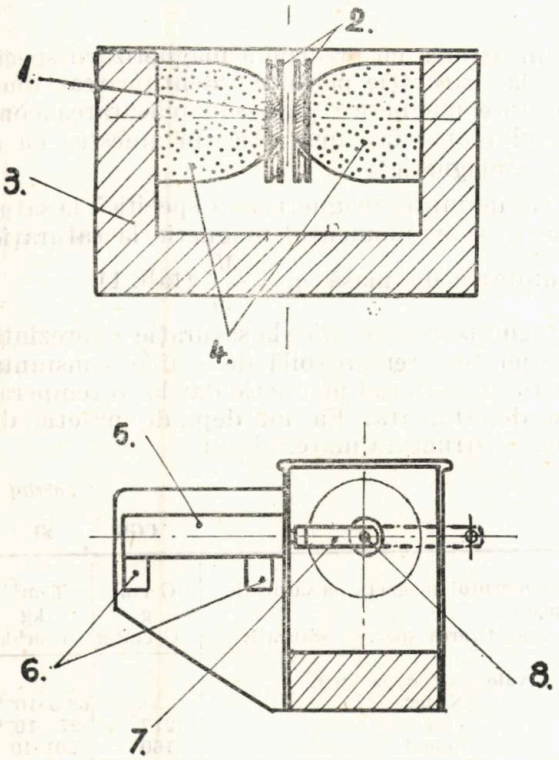


Fig. 1. Sigmametru SERMAG — schema de funcționare: *1* — piesă polară; *2* — bobine de măsură; *3* — circuit magnetic; *4* — magneți; *5* — cilindru pneumatic; *6* — electrovalve; *7* — braț porteșantion; *8* — eșantion

centrală a întrefierului și un punct destul de îndepărtat unde influența bobinei de măsură și a cîmpului magnetic pot fi considerate ca neglijabile. Cîmpul magnetic este în general suficient pentru saturarea magnetică a pieselor de măsurat.

În cazuri particulare, în care magnetizarea la saturație este împiedicată, se folosește un coeficient de etalonare — corecție pentru fiecare caz în parte.

Cauzele care pot împiedica magnetizarea la saturație a pieselor pot fi:

— forma specială a piesei, care determină un coeficient de demagnetizare ridicat (raport lungime/diametru mic);

— eșantioanele se prezintă sub formă de particule foarte dispersate într-o masă neferomagnetică, care conduce de asemenea la o demagnetizare puternică.

În toate cazurile în care există dubii asupra saturării magnetice, se stabilesc curbe de etalonare cu ajutorul cărora se determină factorul de corecție în funcție de principalii parametri ai eșantionului.

Tensiunea indusă în bobină este integrată de un integrator electronic. Rezultatul este proporțional cu momentul magnetic al eșantionului. Împărțirea acesteia cu valoarea masei preafișate furnizează direct valoarea σ_s. Rezultatul este afișat pe un voltmetru digital.

Eșantionul rigid, dacă este posibil de formă paralelipipedică sau ciclindrică, alungit de preferință, este fixat la extremitatea tijei suport și este admis în centrul întrefierului.

În cazul unor măsurători efectuate pe pulberi acestea sînt plasate în capsule de masă plastică etanșe, astfel încît să nu fie posibilă o murdărire a pieselor polare.

Pentru etalonarea aparatului, înainte de efectuarea măsurătorilor propriu-zise, se fac măsurători pe piese etalon, furnizate de constructor din nichel sau cobalt pur, cu valori ale magnetizării specifice la saturație cunoscute.

După etalonare se fac măsurătorile propriuzise, urmînd ca rezultatele determinărilor să fie prelucrate statistic.

Determinări experimentale ale factorului $4\pi\sigma$ *pentru diverse aliaje dure.* Folosindu-se metodologia expusă, s-au efectuat determinări ale magnetizării specifice la saturație a aliajelor utilizate curent în fabricația de produse din carburi metalice sinterizate.

Rezultatele obținute sînt date în tabelul 2.

La sinterizarea aliajelor dure de tipul celor sus-menționate se urmărește obținerea unei structuri corespunzătoare fără faze defectuoase.

Aceste defecte structurale pot fi sau carbonul liber (incluziuni intercristaline de grafit), datorat unei balanțe excedentare a conținutului de carbon total al aliajelor, sau fazele η, datorate unei balanțe deficitare a conținutului de carbon.

În figurile 2 și 3 se vede interdependența valorilor $4\pi\sigma$ cu domeniile caracteristice ale conținutului de carbon total.

Aceste faze defectuoase pot proveni sau dintr-o pulbere,materie primă cu bilanț de materiale necorespunzător sau dintr-un proces tehnologic de sinterizare inadecvat.

Este binecunoscut faptul că existența acestor faze defectuoase în aliajele sinterizate sînt însoțite de o scădere a valorilor proprietăților fizico-mecanice a acestora.

Din acest motiv în producția curentă a acestor aliaje, piesele conținînd faze defectuoase sînt considerate rebut de fabricație.

Pentru evitarea rebutării pieselor din carburi sinterizate și optimizarea fabricației, în controlul de rutină al producției acestora se fac în mod curent analize metalografice structurale și determinări ale proprietăților fizico-mecanice.

Aceste determinări pot evidenția direct dacă structura aliajului este sau nu corespunzătoare, dar orice analiză metalografică este un sondaj al calității destul de greoi și costisitor.

Determinări ale domeniilor de variație $4\pi\sigma$ [%C] pentru aliaje dure *Tabelul 2*

Grupa ISO	WC, %	TiC, %	TaC, %	Co, %	C_{Total}, %	$4\pi\sigma$ după [%Co] maxim	Limitele $4\pi\sigma$
P05	60,7	29,5	4,8	4,7— 5,3	9,4 —9,6 —9,8	106,51	90— 95—100
P10	72,5	15	4,5	7,7— 8,3	7,6 —7,7 —7,8	166,80	148—155—162
P20	75,5	12	4,5	7,7— 8,3	7,2 —7,3 —7,4	166,80	148—155—162
P25	74,5	12	4,5	8,7— 9,3	7,1 —7,2 —7,3	186,89	168—175—182
P30	81,5	5	3,5	9,7—10,3	6,25—6,35—6,45	206,99	186—194—202
P40	80	5	3	11,7—12,3	6,2 —6,3 —6,4	247,17	226—234—242
K01	93	1,5	1,5	3,7— 4,3	6,07—6,15—6,23	86,41	70— 75— 80
K05	90	2	2	5,7— 6,3	6,02—6,1 —6,18	126,60	110—115—120
K10	93,4	0,3	0,3	5,7— 6,3	5,82—5,9 —5,98	126,60	110—115—120
K20	91,8	0,6	0,6	5,7— 6,3	5,87—5,95—6,03	126,60	110—115—120
K30	90,3	0,2	0,5	8,7— 9,3	5,62—5,7 —5,78	186,89	168—175—182
K40	87,3	0,2	0,5	11,7—12,3	5,42—5,5 —5,58	247,18	226—234—242
G30	84,3	0,2	0,5	14,7—15,3	5,27—5,35—5,43	307,47	287—295—303
G40	80	—	—	19,7—20,3	4,92—5,0 —5,08	407,95	375—389—399
G50	75	—	—	24,7—29,3	4,67—4,75—4,83	508,43	408—490—500
G60	72	—	—	27,7—28,3	4,47—4,55—4,63	568,72	540—550—560

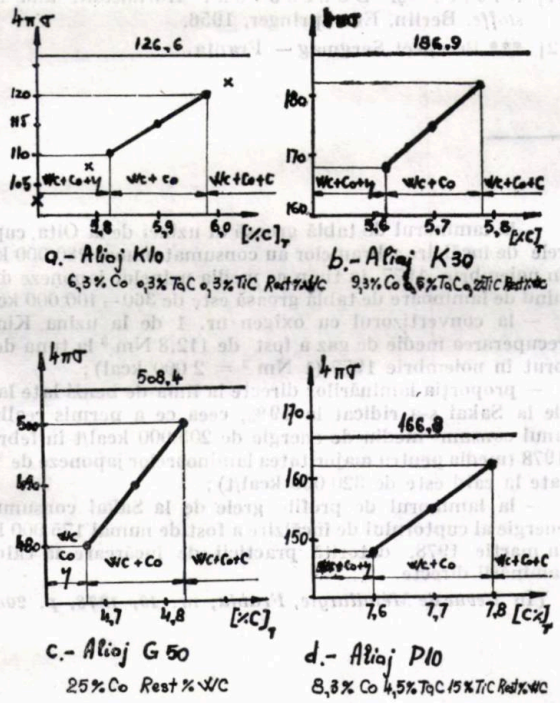


Fig. 2. Diagrame ale valorilor $4\pi\sigma$ funcție de (C%) pentru diverse aliaje din tabelul 2

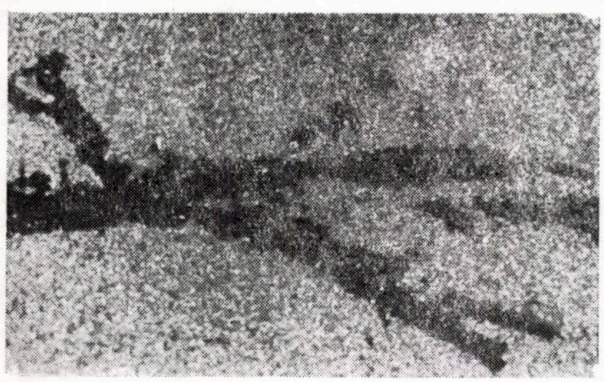
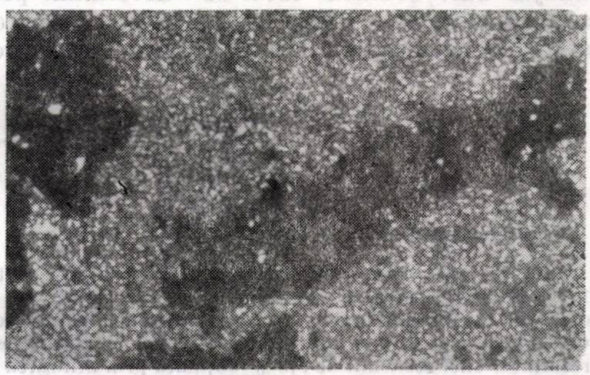
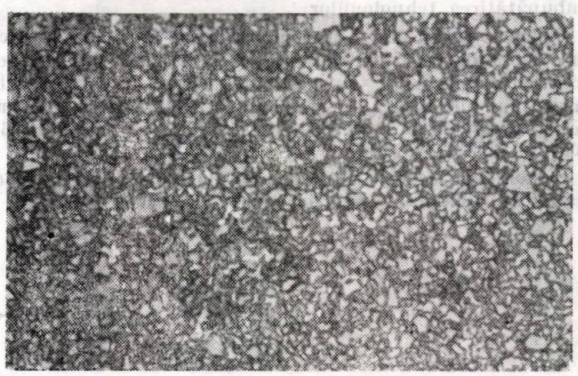


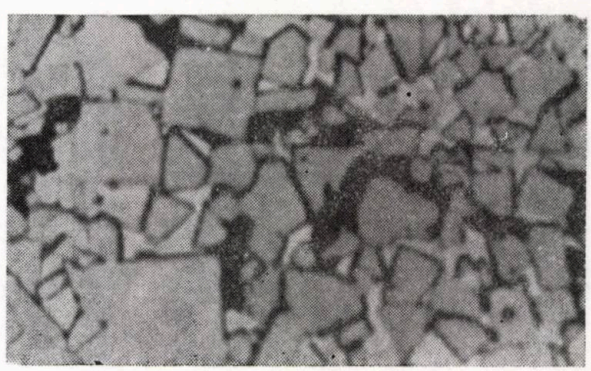
Fig. 3. Microstructuri ale aliajelor din fig. 2, *a*:
a — aliaj cu fază eta $4\pi\sigma = 102$ $(\%C)_T = 5{,}70$, ×1 000



b — aliaj cu fază eta $4\pi\sigma = 108$ $(\%C)_T = 5.78$, × 1 000



c — aliaj fără faze defectuoase $4\pi\sigma = 115$ $(\%C)_T = 5{,}90$, × 1 000



d — aliaj cu carbon liber structural $4\pi\sigma = 122$ $(\%C)_T = 6{,}20$, × 2 000

Practic nu se pot face determinări metalografice 100% pe produsele unei fabricaţii de serie.

Faţă de aceasta determinările valorilor $4\pi\sigma$ permit un control sigur nedistructiv, în proporţie de 100% a producţiei de mare serie, al aliajelor dure sinterizate. Astfel urmărindu-se încadrarea în limitele date în coloana respectivă a tabelului 2, există certitudinea obţinerii unei producţii de calitate pentru aliajele dure specificate.

Concluzii

Utilizarea în practica industrială a măsurătorilor magnetizării specifice la saturaţie permite un control operativ şi eficient al producţiei pieselor sinterizate din aliaje dure.

Valoarea magnetizării specifice la saturaţie este o măsură a cantităţii cobaltului liber din aliajul dur. Cobaltul total se determină prin analiza chimică a aliajului şi nu este corelat cu starea structurală a aliajului. Prin determinarea valorilor σ_s şi respectiv a cobaltului liber din aliaj se poate constata cu certitudine prezenţa în structură a fazelor de decarburare care leagă o parte din cobalt în carbura dublă W_3Co_3C, fază nemagnetică şi fragilă.

Astfel prin măsurătorile $4\pi\sigma$ se măsoară starea de fragilitate a aliajelor dure sinterizate.

Metoda este nedistructivă, piesele măsurate putînd fi comercializate după testare.

Determinarea valorilor este foarte rapidă, reducîndu-se la o cîntărire precisă a probei şi un calcul matematic — statistic al rezultatelor determinării.

Procedeul este ieftin şi uşor de aplicat, înlocuind cu succes în practica industrială metodele de control distructive, fiind de un real folos pentru ridicarea calităţii produselor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Kiefer şi Benesovski *Hartmetalle und Hartstoffe*. Berlin, Ed. Springer, 1956.

[2] *** Prospect Sergmag — Franţa.

Reducerea consumului de energie la Nippon Steel

Încă din 1974, Nippon Steel şi-a fixat ca obiectiv pentru 1980 reducerea cu 10% a consumului de energie la tona de oţel brut. La sfîrşitul lunii martie 1978, economia realizată era de 8,6% la tona de oţel brut. Această economie de 8,6% este rezultatul unei economii de 3,8% obţinută prin utilizarea de echipamente noi şi al unei economii de 4,8% obţinută prin îmbunătăţirea tehnologiilor.

Pentru a obţine aceste rezultate, Nippon Steel a investit circa 30 mld. yeni pentru echipamentele destinate reducerii consumului energetic. Consumul mediu de combustibil pentru ansamblul furnalelor societăţii a fost îmbunătăţit continuu, de la 518 kg/t fontă în 1970—1971 la 488 kg/t în 1975—1976 şi 466 kg/t în 1977—1978.

În domeniul economiei de energie, la Nippon Steel au fost stabilite următoarele recorduri în 1977—1978:

— la laminorul de tablă groasă al uzinei de la Oita, cuptoarele de încălzire a bramelor au consumat numai 280 000 kcal/t în noiembrie 1977, în timp ce media uzinelor japoneze dispunînd de laminoare de tablă groasă este de 360—400 000 kcal/t;

— la convertizorul cu oxigen nr. 1 de la uzina Kimitsu recuperarea medie de gaz a fost de 112,8 Nm^3 la tona de oţel brut în noiembrie 1977 (1 Nm^3 = 2 000 kcal);

— proporţia laminărilor directe la linia de benzi late la cald de la Sakai s-a ridicat la 49%, ceea ce a permis realizarea unui consum mediu de energie de 205 000 kcal/t în februarie 1978 (media pentru majoritatea laminoarelor japoneze de benzi late la cald este de 320 000 kcal/t);

— la laminorul de profile grele de la Sakai consumul de energie al cuptorului de încălzire a fost de numai 175 000 kcal/t în martie 1978, datorită practicii de încărcare la cald şi a laminării directe.

(În *Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 10, 1978, p. 200—E*)

Utilizarea pulberilor metalice din metale neferoase în procese tehnologice moderne de turnare *)

Prof. dr. ing. S. Şontea
Universitatea din Craiova

CZ: 621.762 : 621.74

În cadrul cercetărilor experimentale proprii s-au utilizat două categorii de pulberi din aliaje neferoase: pulberi de magneziu şi pulberi de aluminiu.

Pulberea de magneziu folosită conţinea 99,5% magneziu. Granulaţia medie a acesteia a fost de 190 microni.

Pulberea de aluminiu conţinea 99,6% aluminiu şi a prezentat o granulaţie medie de 150 microni.

Pentru confecţionarea amestecurilor exoterme, în stare de praf sau forme cilindro-tronconice, folosite la turnarea aliajelor neferoase, s-a utilizat pulbere de magneziu.

În afara pulberii de magneziu, în amestecuri au mai fost introduse oxid de fier (arsură din forjă), oxid de cupru (arsură din forjă), rumeguş, argilă, nisip şi săruri pe bază de sodiu şi fluor.

Caracterizarea acestor amestecuri s-a făcut prin determinări fizice şi tehnologice.

Omogenizarea, după dozare, s-a realizat în mori cu bile. S-au trasat apoi curbele granulometrice.

La amestecurile destinate utilizării la aliaje neferoase la care s-a folosit arsură din cupru, granulaţia a fost sub 0,2 mm, spre deosebire de amestecurile la care s-a utilizat arsură din oţel, la care granulaţia a depăşit 0,2 mm.

O altă caracterizare a acestora s-a referit la încercarea de permeabilitate în stare umedă şi compresiune în stare umedă şi uscată.

Din punct de vedere al rezistenţei la compresiune se remarcă o comportare aproape uniformă, cu o rezistenţă medie de 1,6 — 1,8 daN/cm² în stare umedă şi 12—15 daN/cm² în stare uscată.

Determinarea puterii calorice superioare s-a făcut după STAS 5269—69.

Puterea calorică creşte în funcţie de conţinutul de magneziu, ajungînd pînă la 3 500 kcal/kg.

Pentru amestecuri destinate utilizării la aliaje feroase (oţel şi fontă) s-a utilizat pulbere din aluminiu, arsură din oţel, argilă, nisip şi săruri pe bază de sodiu sau fluor.

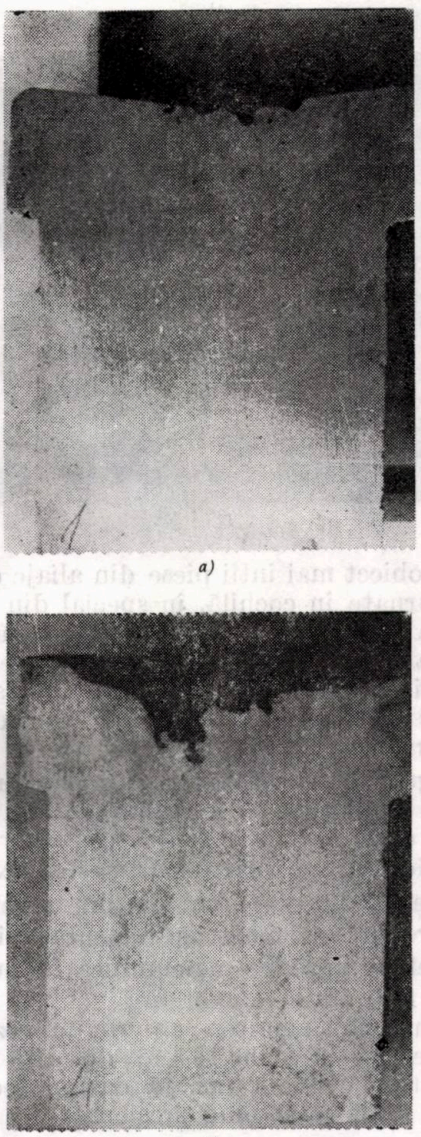
Din punct de vedere granulometric, aceste amestecuri au o granulaţie medie de 0,5 mm.

Rezistenţa la compresiune este de 0,9daN/mm² în stare umedă.

Permeabilitatea aceluiaşi amestec este de 80%, iar puterea calorică superioară, determinată pentru o parte din amestecuri, ajunge pînă la 4 000 kcal/kg.

După cum se observă, aceste amestecuri au o putere calorică superioară celor pentru aliaje neferoase, datorită aluminiului din conţinut.

În cele ce urmează se prezintă rezultatele obţinute experimental la turnarea unor piese cu asemenea amestecuri. Experimentările au



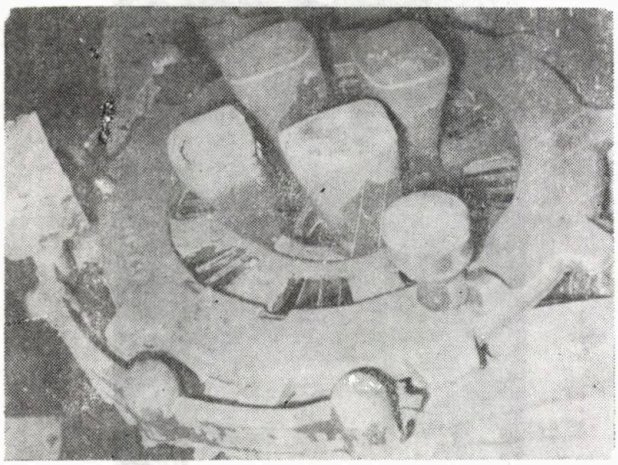
a)

b)

Fig. 1. Macrostructura secţiunii unei piese turnate:
a — fără amestec exoterm; *b* — cu amestec exoterm

*) Articolul are la bază brevetul nr. 62.135 R.S.R.

a)



c)

b)

d)

Fig. 2. Piese turnate din fontă cu grafit nodular

avut ca obiect mai întîi piese din aliaje de aluminiu turnate în cochilă, în special din aliajul de tip $AlSi_2MgTi$, în forma unor pahare. La turnarea acestor piese s-a obținut o prelungire a duratei de solidificare de circa 8 min, arderea făcîndu-se cu flacără intensă și fără aderență pe corpul piesei turnate.

În figura *1, a* se prezintă macrostructura secțiunii unei piese de acest fel turnată fără amestec exoterm, iar în figura 1, *b*, macrostructura aceleiași piese turnate cu amestec exoterm.

Se observă că piesa turnată cu amestec exoterm concentrează mai puternic retasura și impuritățile, efect aproape nesemnificativ la piesa turnată fără amestec exoterm.

Varianta fără amestec exoterm nu rezistă la încercarea de presiune la 4 at, datorită porozității, în timp ce piesa turnată cu amestec depășește cu mult acest prag presional.

S-a obținut, de asemenea, o îmbunătățire a densității, evidențiată prin analiza materialului în trei zone situate sub maselotă.

Economia de metal obținută pe piesa a cărei formă a fost arătată a fost de 0,2 kg/buc.

La turnarea pieselor din fontă cu grafit nodular s-au obținut de asemenea rezultate convingătoare. Astfel, în cazul unui piston (fig. 2, *a*), turnat cu bucșa exotermă (fig. 2,*b*), se obține o economie de 16,9 kg fontă/bucată și crește coeficientul de utilizare de la 44 la 85%, iar în cazul unui scut (fig. 2, *c*) turnat cu maselota exotermă (fig. 2,*d*) se obține o economie de 71 kg fontă/buc., iar coeficientul de utilizare crește de la 50 la 60%.

Amestecurile exoterme caracterizate și experimentate aduc economii substanțiale de metal, au viteza de reacție corelată cu procesul de solidificare, iar în afara economiei de metal aduc și o îmbunătățire a densității pieselor, zonal, sub maselotă.

Începuturile producției de fontă în împrejurimile Hunedoarei (I)

CZ: 669.1 (498)

Apariția furnalului ca agregat producător de fontă, cu producție și productivitate ridicate, a revoluționat tehnica obținerii fierului. Vechiul procedeu de transformare directă a minereului de fier în fier și oțel, în cuptoare cu vatră deschisă este treptat abandonat, trecîndu-se la afinarea fontei în cuptoare cu vatră închisă, obținîndu-se astfel fier și oțel în cantități mai mari, corespunzător cerințelor crescînde ale pieței și la un preț de revenire mai scăzut.

Primele furnale din țara noastră au început să funcționeze în Banat, la Oravița (1718), Bocșa (1719) și Luncani (1720), acesta din urmă situat pe cursul superior al rîului Bega, în partea vestică a masivului Poiana-Ruscă [1].

Primul furnal construit și dat în exploatare pe versantul estic al Munților Poiana-Ruscă, la Toplița, așezare situată pe rîul Cerna, la 15 km amonte de Hunedoara, datează din a doua jumătate a secolului al XVIII-lea. Anul dării în funcțiune a fost mult timp controversat. Astfel, unii autori indică data intrării în exploatare a furnalului anul 1750 [2], [3], alții anul 1754 [4] — [7] și, în sfîrșit, doi cercetători indică anul 1787 [8], [9].

Autorii recenzați presupun doar data intrării în funcțiune a furnalului, deoarece nu au dispus de documente certe care să consemneze evenimentul.

Consultarea unui bogat material inedit aflat în arhiva Tezaurariatului Montanistic din Sibiu și păstrat la Arhivele Statului din Cluj, grădus de arhivistul principal Al. Tamaș, căruia autorii îi aduc vii mulțumiri, a permis să se reconstituie principalele momente ale începuturilor metalurgiei moderne a fierului pe domeniul Hunedoarei, epocă inaugurată prin construcția și darea în exploatare a furnalului de la Toplița. Documentele consultate cuprind și o serie de date interesante privind navigația pe Mureș, legate de transportul unor materiale necesare construcției furnalului.

Documentele de arhivă, cuprinzînd perioada dintre anii 1750 și 1837, dau posibilitatea să se stabilească în primul rînd că în anii 1750, respectiv 1754, indicați de unii autori ca dată a punerii în funcțiune a funalului *în zona Topliței nu exista un furnal* și în al doilea rînd să se urmărească principalele momente ale construcției, data punerii în funcțiune a furnalului de la Toplița, și o serie de date inedite din perioada următoare, pînă în anul 1787.

La 21 ianuarie 1780, Camera Aulică din Viena emite un ordin privind introducerea și în Transilvania a noului procedeu experimentat cu succes în alte regiuni ale Monarhiei. Ca urmare se cere administrației Domeniului Hunedoarei să indice patru muncitori cu oarecare experiență în domeniul extragerii fierului din minereuri și a prelucrării lui, în vederea instruirii și familiarizării cu noul procedeu. La propunerea administrației, la 4 octombrie 1780, maistrul Zaharia Pascu și încă trei muncitori hunedoreni au fost trimiși în Stiria, la Eisenerz, pentru instruire [10], [11].

În primăvara anului 1780, Administrația Domeniului Hunedoara ia o serie de măsuri în vederea începerii lucrărilor de construcție a furnalului, începînd cu achiziționarea, pregătirea și depozitarea materialelor necesare.

Administrația nota, la 1 martie 1780, că „s-au preluat 20 000 șindrile și s-au pregătit scule pentru lucrările de construcție " [12]. La 15 martie 1780 începe, la Toplița, pregătirea locului pe care se va construi furnalul. Pentru ridicarea clădirilor era nevoie de o cantitate mare de material lemnos. În cursul lunii martie sînt primiți la lucru încă 200 de muncitori, dar zăpada mare din munți nu permite să se taie și să se stivuiască lemne. Spre sfîrșitul lunii martie, timpul se ameliorează și permite efectuarea unui volum important de lucrări. La începutul lunii aprilie cuptorul de var era gata, dispunînd de trei focuri [12] (Este vorba, probabil, de cuptorul care producea varul necesar lucrărilor de construcție — N.A.) Continuă tăierea lemnelor de construcție și se lucrează intens la producerea cărămizii necesare. Pentru anumite necesități fiind indicată folosirea lemnului de tei, de care Domeniul nu dispunea, Administrația solicită o cantitate de 70—80 bușteni de la Domeniul învecinat al Devei, unde se găsea lemn de tei din abundență. Este necesară intervenția Tezaurariatului din Sibiu ca posesoarea Domeniului Deva, contesa Haller — să livreze lemnul necesar, cu toate că livrarea acestuia era o obligație legală [12].

Pînă la 12 aprilie 1780 locul pregătit pentru furnal a fost prevăzut cu un canal de scurgere pentru ape, condus în cealaltă parte a dealului. Pentru transportul scîndurilor, șindrilelor și a pietrei livrate s-au plătit 1 658 florini și 27 creițari [12].

Deși în apropierea Topliței se găsea piatra necesară pentru construcția creuzetului cuptorului — așa cum reiese din documente mai

tîrzii — se comandă fasonarea pietrelor necesare la meşterul pietrar Settenmacher, din Lipova [13]. Transportul pietrelor fasonate de la o distanţă atît de mare va crea o serie de greutăţi Administraţiei.

Transportul se putea face folosind căruţe special amenajate, exceptînd blocurile cele mari. O căruţă putea transporta maximum opt măji, în timp ce unele pietre aveau 10 pînă la 16 măji. Deşi documentele nu menţionează, este probabil că s-au construit căruţe capabile să încarce şi blocurile mari, deoarece în final şi acestea au fost transportate la Topliţa. Acoperirea distanţei Lipova—Hunedoara era preliminată la 14 zile „iar ţăranii (domeniului fiscal Hunedoara n. a.) stau rău cu furajele după o iarnă aşa lungă şi grea" [13]. Ţinînd seamă şi de starea precară a drumurilor, se acceptă în final soluţia indicată de Tezaurariat, în toamna anului 1779, de a folosi pentru transportul pietrelor corăbiile care transportă sare pe Mureş, la întoarcerea lor, goale, spre Portu-Mureş. Administraţia domeniului hotărăşte să plătească 6 creiţari de majă, faţă de tariful normal de 4 creiţari ce se plătea pe distanţa Lipova-Deva, tocmai pentru a determina corăbierii să accepte transportul.

Lucrările de construcţie fiind într-un stadiu avansat, se caută un specialist în furnale pentru finalizarea lucrărilor şi punerea în funcţiune a furnalului [14]. Găsirea specialistului a fost destul de dificilă, deoarece se considera că tinerii nu au suficientă experienţă, cei maturi nu acceptau să plece, iar pensionarii ezitau, avînd în vedere greutăţile transportului din Stiria la Hunedoara. În final, maistrul tirolez pensionar Edlinger acceptă să plece la Hunedoara, să finalizeze lucrările de construire şi să pună în funcţiune furnalul [15]. Tezaurariatul din Sibiu, la 18 ianuarie 1781, solicita Camerei Aulice din Viena trimiterea la Hunedoara a maistrului Edlinger în timp util — cu sosirea la Hunedoara pînă la sfîrşitul lunii martie, pentru ca pînă la începutul lunii iunie furnalul să fie pus în funcţiune [16]. Maistrul tirolez urma să vină însoţit de Zaharia Pascu care, acumulînd suficientă experienţă, putea întrerupe specializarea. Ceilalţi trei muncitori hunedoreni urmau să-şi continue activitatea pînă în iunie [16]. După o întrerupere a călătoriei de cinci zile la Viena şi trei zile la Peşta, pe motiv de boală, maistrul Edlinger şi Zaharia Pascu sosesc la Hunedoara, la 31 martie 1781 [17].

Maistrul stirian este mulţumit de amplasarea şi calitatea lucrărilor executate la furnal şi de calitatea minereului de fier, dar lucrările nu pot progresa din lipsa pietrelor necesare căptuşirii creuzetului, din care s-au adus de la Lipova doar cele de dimensiuni mici.

Într-adevăr, încă la 10 martie 1781, în şedinţa de lucru a Tezaurariatului se dispune luarea de măsuri urgente pentru transportarea, pe Mureş, a pietrelor de creuzet depozitate la Lipova, de către Oficiul de transport a sării din Portu-Mureş [19], pînă la Deva, cerîndu-se totodată angajarea cărăuşilor ce vor executa transportul, la preţuri cît mai reduse [18]. Sumele reduse oferite pentru transport provoacă o puternică reacţie din partea corăbierilor, care refuză să transporte materialul. Pînă la 5 iunie s-au transportat pînă la Deva — iar de acolo la Topliţa doar 60 de pietre, din cele de dimensiuni mici, nerespectîndu-se indicaţia de a se trimite şi din cele de dimensiuni mai mari. Se consemnează că pentru transportul acestora de la Deva „un sat fiscal întreg" aşteaptă gata să execute cărăuşia pînă la Topliţa [20]. La 15 iunie, o scrisoare din Lipova anunţa Administraţia domeniului Hunedoara despre refuzul corăbierilor care transportă sare pe Mureş de a încărca şi transporta pietrele de dimensiuni mari necesare zidirii creuzetului [20]. Deşi meşterul pietrar a oferit corăbierilor cîte un ducat şi o sticlă de vin vechi, ei au refuzat şi au plecat. În faţa acestei situaţii Tezaurariatul, interesat ca totuşi transportul să se facă, aprobă cheltuieli suplimentare sau angajarea de ajutoare. Cu toate acestea, avînd în vedere că pietrele pentru creuzet întîrziau să sosească, maistrul Edlinger hotărăşte, de comun acord cu administraţia domeniului, să folosească alte pietre şi să utilizeze parţial argila în confecţionarea creuzetului [20], [21]. Ulterior, hotărîrea luată s-a dovedit neinspirată, deoarece, după doar cinci zile de funcţionare, creuzetul furnalului s-a topit, acesta fiind oprit pentru refacerea creuzetului [22].

Furnalul este pus în funcţiune la 13 iulie 1781 [23] de către Zaharia Pascu. Maistrul Edlinger se îmbolnăveşte la 11 iulie şi încetează din viaţă după 10 zile. Decesul a survenit pe neaşteptate, întrucît bolnavul nu s-a plîns decît de oboseală. Se presupune că aburii degajaţi în timpul uscării cuptorului „i-ar fi atacat pieptul" [23].

Furnalul este repus în funcţiune la 21 august 1781, creuzetul fiind zidit din pietrele sosite între timp de la Lipova, inclusiv cele de dimensiuni mari şi funcţionează pînă la sfîrşitul anului, prelucrînd 13 310,67 măji de minereu şi producînd 4 875 măji de fontă [22].

BIBLIOGRAFIE

[1] Pilly, N. *Din trecutul producţiei de fontă în regiunea munţilor Poiana-Ruscă.* În: Metalurgia, 18, 1966, nr. 12, p. 697—703

[2] *** *Industria României.* Bucureşti, Ed. Academiei R.P.R., 1964.

[3] Kerpely, A. *Contribuţii la istoria fierului în Ungaria pînă la începutul secolului XIX.* Budapesta, 1899, p. 9.

[4] Chindler, N. şi Popa, S. *Începuturile producţiei de fontă în împrejurimile Hunedoarei.* În: Metalurgia nr. 9, 1970, p. 592—594.

[5] *** *Combinatul Siderurgic Hunedoara — Tradiţie şi progres în siderurgie 1884—1974.* Ed. sport, turism, 1974

[6] Prodan, D. *Producţia fierului pe domeniul Hunedoarei în secolul VII.* Analele inst. de istorie din Cluj I—II, 1958—1959, p. 99.

[7] *** *Istoria României în date*. Bucureşti, Ed. Enciclopedică, 1971, p. 152.
[8] Neamţu, Al. *Tehnica minieră din Transilvania în sec. VIII — inovaţii şi inovatori*. Analele Inst. de istorie şi arheologie din Cluj, XIV, 1971, p. 85.
[9] Maghiar, N. şi Olteanu, St. *Din istoria mineritului în România*. Bucureşti, Ed. ştiinţifică, 1970, p. 198.
[10] *** Arh. Stat Cluj, fond T. M. doc. nr. 123/1780.
[11] Ibidem, doc. nr. 9 din 4 ian., 1780; doc. nr. 224 din 9 mart. 1781 şi doc. 327 din 7 sept. 1781.
[12] Ibidem, doc. nr. 328/1780.
[13] Ibidem, doc. din 6 mart. 1781, f. 3—7.
[14] Ibidem, doc., nr. 10 apr. 1780.
[15] Ibidem, doc. nr. 30 din 11 dec. 1780.
[16] Ibidem, doc. nr. 30 din 18 ian. 1781, f. 9.
[17] Ibidem, doc. nr. 327 din 7 apr. 1781.
[18] Ibidem, doc. nr. 208 din 10 martie 1781, f. 2.
[19] Ibidem, doc. nr. 189 din 8 martie 1781.
[20] Ibidem, doc. nr. 542 din 5 iunie 1781.
[21] Ibidem, doc. nr. 327 din 17 apr. 1781.
[22] Ibidem, doc. nr. 519 din 15 iunie 1782, f. 71—74.
[23] Ibidem, doc. nr. 694/697 din 25 iulie 1781.

Chim. N. Chindler
Combinatul siderurgic — Hunedoara
şi
prof. I. Lazăr
Muzeul judeţean — Deva

REVISTA REVISTELOR

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 11, 1978

Fabricarea pieselor complexe din corindon-grafit prin procedeul presării izostatice, p. 4 — *Guri de vînt poroase din periclaz pentru afinarea metalului cu gaze*, p. 8 — *Cuptor-tunel pentru arderea pieselor din şamotă cu greutate mică*, p. 11 — *Asimilarea arderii pieselor şamotate în cuptoarele tunel la uzina de refractare din Vostok—Siberia*, p. 14 — *Exploatarea discurilor de diamant la tratamentul mecanic al refractarelor şi ceramicii*. p. 18 — *Tratamentul electric al suspensiilor de materiale refractare*, p. 20 — *Silimanitele de la Krasnii Krai*, p. 24 — *Torcretarea căptuşelii oalelor de turnare a oţelului la uzina Krivorojstal*, p. 27 — *Proprietăţile termoplastice şi termofizice ale refractarelor magneziospinelice pentru instalaţiile de vidare a oţelului*, p. 32— *Piese termorezistente cu structură granulară din bioxid de zirconiu stabilizat cu oxid de ytriu*, p. 36 — *Refractare poroase de mare rezistenţă pe bază de granule sferice din coridon*, p. 39 — *Proprietăţi tehnologice ale pulberilor refractare*, p. 41.

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 12, 1978

Torcretarea căptuşelii oalelor de turnare a oţelului utilizînd complexul de utilaje „Orion", p. 22 — *Încercarea produselor din oxid de magneziu şi din spinel topit la bolta cuptorului tandem*, p. 29 — *Durabilitatea căptuşelii oalelor de turnare a oţelului în cazul utilizării adaosurilor termoizolatoare*, p. 33 — *Material compozit cu conţinut de crom pe bază de fibră de sticlă cu conţinut mare de siliciu*, p. 37 — *Influenţa umpluturii granuloase asupra proprietăţilor reologice ale suspensiilor ceramice*, p. 39 — *Analiza chimică de fază a mulitului topit electric şi a pieselor refractare executate din el*, p. 44 — *Unele proprietăţi ale ceramicii din oxid de magneziu, armat cu monocristale filiforme de bioxid de zirconiu*, p. 47— *Determinarea rapidă a conţinutului de oxid de aluminiu şi siliciu în refractarele de aluminosilicat a instalaţia „Neutron 2"*, p. 50.

Iz. VUZ. Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S., nr. 10, 1978

Energia de activare a reacţiei în regim de difuziune, p. 5 — *Aplicarea teoriei soluţiilor ionice echilibrate pentru descrierea proprietăţilor termodinamice ale magneziowustitei*, p. 9 — *Funcţiile termodinamice ale nitrurilor de niobiu*, p. 13 — *Calculul activităţii componenţilor din aliajele lichide Fe—Co—Si*, p. 16 — *Echilibrele invariabile din sistemul Cr—O—C*, p. 20 — *Calculul caracteristicilor termodinamice ale aliajelor lichide 3 d — din metalele intermediare cu staniu*, p. 28— *Viscozitatea topiturilor de natriu-borsilicat*, p. 32 — *Vitezele limită de răcire a peletelor monofazice şi bifazice*, p. 36 — — *Influenţa asupra rezistenţei aglomeratului a tensiunilor microstructurale, care apar la răcirea lui*, p. 40 — *Interacţiunea dintre rezistenţa aglomeratului şi conţinutul său de protoxid de fier*, p. 43 — *Modelarea proceselor hidrodinamice de desulfurare a fontei în afara cuptorului*, p. 46 — *Cercetarea proprietăţilor termofizice ale peletelor din concentrate provenind de la diferite zăcăminte*, p. 50— *Influenţa conţinutului de FeO în zgură asupra proprietăţilor ei termofizice*, p. 54 — *Cercetarea solidificării lingourilor continue mari de calitate cu ajutorul măsurătorilor de temperatură*, p. 57 — *Elaborarea procedeului de obţinere a inoculatorilor pentru uniformizarea lingoului*. p. 63 — *Modelarea proceedelor de transfer de masă în convertizotul cu insuflare de oxigen prin partea de jos*, p. 67 — *Întinderea „zonei de reacţie" în cazul insuflării cu oxigen a băii de oţel*, p. 70 — *Structura zonei de reacţie la insuflarea metalului cu jet de oxigen-pulbere*, p. 72 — *Înlăturarea incluziunilor din peliculele metalice la topirea semifabricatelor consumabile sub zgură*, p. 78 — *Obţinerea ferosiliciului condiţionat cu conţinut mic de siliciu din feroaliajul de la fabricarea electrocorindonului*, p. 84— *Deformaţia elasto-plastică şi tensiunile din formele metalice*, p. 88 — *Comportarea capetelor benzii în cazul asimetriei procesului de laminare pe suprafaţă orizontală*, p. 92 — *Calculul regimurilor de răcire la laminarea sîrmei în calibre cu mai mulţi cilindri*, p. 95 — *Modificarea formei la laminarea în sistem a calibrelor oval-oval de refulare*, p. 98 — *O nouă metodă pentru determinarea componentelor vitezelor de deplasare la laminarea profilelor fasonate complexe*, p. 104 — *Determinarea lungimii dispozitivelor de prindere de la laminorul de trefilare continuu*, p. 107 — *Cercetarea înmuierii oţelului pentru şine la deformarea la cald*, p. 111 — *Optimizarea regimurilor de degroşare la laminorul semicontinuu de profile*, p. 115 — *Proprietăţile oţelurilor rezistente la cavitaţie pe bază de 20H14N3, aliate cu mangan*, p. 119 — *Influenţa hidrogenului asupra solubilităţii lui în fier*, p. 124 — *Proprietăţile topiturilor pentru tratamentul termic şi termodecaparea metalelor*, p. 129 — *Influenţa ceriului asupra formării structurii oţelului 15H3M1FL*, p. 133 — *Influenţa alierii asupra proprietăţilor şi structurii oţelurilor termorezistente austenitice*, p. 137 — *Interconexiunea plasticităţii de durată şi a caracterului degradării oţelului 15H1M1FL cu structură feritică*, p. 140— *Studierea particularităţilor de cristalizare a aliajului 32HKD*, p. 144 — *Cercetarea schimbului de căldură prin radiaţie cu ajutorul metodei modelării electrice*, p. 148 — *Circulaţia fluxului gazos în cuptoarele verticale cu secţiune dreptunghiulară*, p. 153 — *Cercetarea şi optimizarea pe calculatorul electronic a elaborării oţelului în cuptoarele Martin şi tandem*, p. 157— *Prognozarea duratei de încălzire a lingourilor în perioada amplasării lor*, p. 161 — *Simularea proceselor metalurgice în procesul de pregătire a operatorilor*, p. 169— *Trefilarea în sens contrar a benzii la îndreptarea cu role prin procedeul broşării*, p. 173 — *Procedeu structural de cercetare a dinamicii de funcţionare a sectoarelor producţiei metalurgice*, p. 178 — *Posibilităţile de optimizare a planificării tehnico-economice a producţiei de oţel electric*, p. 184.

DOCUMENTARE

Dezvoltarea siderurgiei în Iugoslavia

În cursul ultimilor trei ani, evoluția producției siderurgice iugoslave a fost următoarea :

		1975	1976	1977
Minereu de fier	mii t	5 240	4 260	4 450
Fontă	"	2 000	1 918	1 938
Oțel	"	2 916	2 751	3 202
din care :				
Martin	"	1 788	1 651	1 587
electric	"	808	831	873
oxigen	"	320	469	742
Feroaliaje	"	196	200	192

Programul de dezvoltare prevede o producție de 11 Mt minereu de fier și peste 7 Mt oțel în 1980, la un consum intern depășind 5 Mt semiproduse în 1980.

(În : *Mines et metallurgie, Franța, nr. 142, oct. 1978, p. 10*)

O nouă cocserie în Canada

La 16 august 1978 s-a pus în funcțiune, la Dominion Foundries and Steel Limited (Dofasco) în Hamilton, Ontario (Canada), o nouă instalație de cocserie.

Cocseria s-a proiectat și executat de Didier Engineering GmbH, Essen, în colaborare cu Kaiser Engineers Inc. Instalația Didier este compusă din 35 cuptoare de cîte 6 m, cu o capacitate de 710 000 t cărbune și o instalație pentru recuperarea produselor secundare ale cărbunelui.

Protecția mediului a fost asigurată printr-un sistem modern cu calotă pentru evitarea emisiunilor.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 22, noiembrie 1978, p. 1194*)

Noul record înregistrat de convertizorul cu insuflare de oxigen al uzinelor Sakai

Convertizorul cu insuflare de oxigen nr. 2, de 170 t de la uzinele Sakai a înregistrat un nou record de 0,77 kg consum de materiale refractare pe tona de oțel. Recordul a fost obținut după 314 zile, timp în care convertizorul a elaborat 3 190 șarje.

Recordul anterior de 1,04 kg/t de oțel a fost stabilit la uzinele Kimitsu. Noul record a fost atribuit, printre alți factori, unei tehnologii îmbunătățite incluzînd aplicarea unui sistem de control dinamic care reduce uzura căptușelii convertizorului prin controlul zgurei și utilizarea îmbunătățită a unui domeniu de temperaturi infraroșii, în scopul estimării grosimii căptușelii.

(În : *Nippon Steel News, Japonia, nr. 104, 1978, p. 5*)

Stabilirea unui nou record în funcționarea convertizorului cu insuflare de oxigen

În anul 1976, la uzinele Kimitsu ale companiei Nippon Steel s-a înregistrat un nou record realizîndu-se cea de-a 10 110 șarjă.

Recordul s-a realizat după o perioadă de 439 zile, dublînd aproape recordul anterior de 5 888 șarje consecutive, realizat cu 8 luni mai înainte la uzinele Hirohata ale companiei Nippon Steel.

În convertizorul cu insuflare de oxigen se dezvoltă temperaturi de aproape 1 700°C. Această căldură și reacția chimică cu oxigenul din convertizor deteriorează căptușeala. Repararea căptușelii și întreținerea periodică a instalației convertizorului sînt efectuate de două ori pe lună, pentru această operație fiind necesare de fiecare dată de la 8 la 12 h. Totuși, dacă în această perioadă temperatura căptușelii este scăzută sub 800°C, repunerea în funcțiune tinde de asemenea să deterioreze căptușeala. Așadar, menținerea temperaturii înalte a căptușelii reprezintă un factor vital în ceea ce privește prelungirea durabilității căptușelii.

Aceasta a determinat ca nouă membri din „Ueno Group" să se ocupe de găsirea unei căi care să permită menținerea unei temperaturi a căptușelii de peste 800°C, în acest fel simplificîndu-se funcționarea convertizorului și micșorînd costul de menținere a temperaturii de la scăderea ei sub nivelul de deteriorare.

Prima măsură luată a fost utilizarea pulberii generatoare de căldură folosite la turnarea lingourilor cu cărbune cocsificabil pentru menținerea temperaturii. O altă etapă a constat în fixarea unei cămăși de sită metalică și azbest în jurul capacului convertizorului, astfel încît convertizorul să poată fi etanșat fără a fi necesară îndepărtarea completă a urșilor din jurul gurii.

Aceste măsuri au făcut posibilă menținerea unei temperaturi de 800°C pe o perioadă de 8 h, ceea ce elimină timpul și manopera necesare în scopul îndepărtării urșilor de la gura convertizorului. Totuși, trebuie luate în considerare manopera suplimentară necesară la inserția pulberii, costurile materialelor, ca și problemele de mediu înconjurător.

În final, în urma încercărilor și combinării corecte a unor factori s-au obținut rezultate peste așteptările specialiștilor. Astfel s-a stabilit metoda menținerii temperaturii de 900°C pentru o perioadă de 10 h, fără utilizarea pulberii de încălzire, rezultînd economii în ceea ce privește consumul de cocs și contribuind considerabil la scăderea prețurilor de menținere a căldurii.

(În : *Nippon Steel News, Japonia, nr. 103, 1978, p. 3.*)

Sistem de comandă a procesului pentru oțelării electrice

Pentru proiectarea și executarea oțelăriilor electrice, Krupp Industrie-und Stahlbau, Duisburg-Rheinhausen a preluat de la Krupp Stahlwerke Südwestfalen AG un sistem de comandă a procesului cu calculator, pentru cuptoare electrice cu arc. Sistemul cuprinde și optimizează principalele etape ale procesului de topire la producerea oțelurilor de calitate și superioare. Parametrii procesului sînt indicați permanent prin comparație între cifrele prescrise și cele reale. Comanda procesului permite o funcționare automată a cuptorului și punerea în funcțiune a noilor instalații, fără dificultăți. În afară de aceasta, rezultă productivități mărite la cuptoare și, implicit, cheltuieli reduse.

Sistemul de comandă execută următoarele operații : distribuie energia pe mai multe cuptoare electrice cu arc, în funcție de energia disponibilă și prioritatea cuptorului ; comandă procesul metalurgic optimizînd materialele de încărcare și adaosurile de aliere ; comandă dinamic necesarul energetic pe tot parcursul procesului de topire, luînd în calcul și energia auxiliară ca oxigen și combustibil/oxigen și pierderile de energie ; supraveghează întregul proces, dirijînd puterea arcului și valorile electrice legate de aceasta ; culege datele, le înregistrează și le prelucrează. Calculatorul înregistrează rezervele de materiale de încărcare și de aliere, dirijează procesul de topire și înregistrează datele de calitate.

Etapele procesului se programează astfel încît la oțelăriile noi să fie posibilă automatizarea procesului pe baza culegerii datelor.

Pe baza experienței de producție, se stabilește gradul de automatizare în funcție de încărcătură și de programul de fabricație a oțelului.

Este prevăzută aplicarea sistemului la comanda și supravegherea procesului de topire și la controlul și tratamentul semifabricatelor turnate continu.

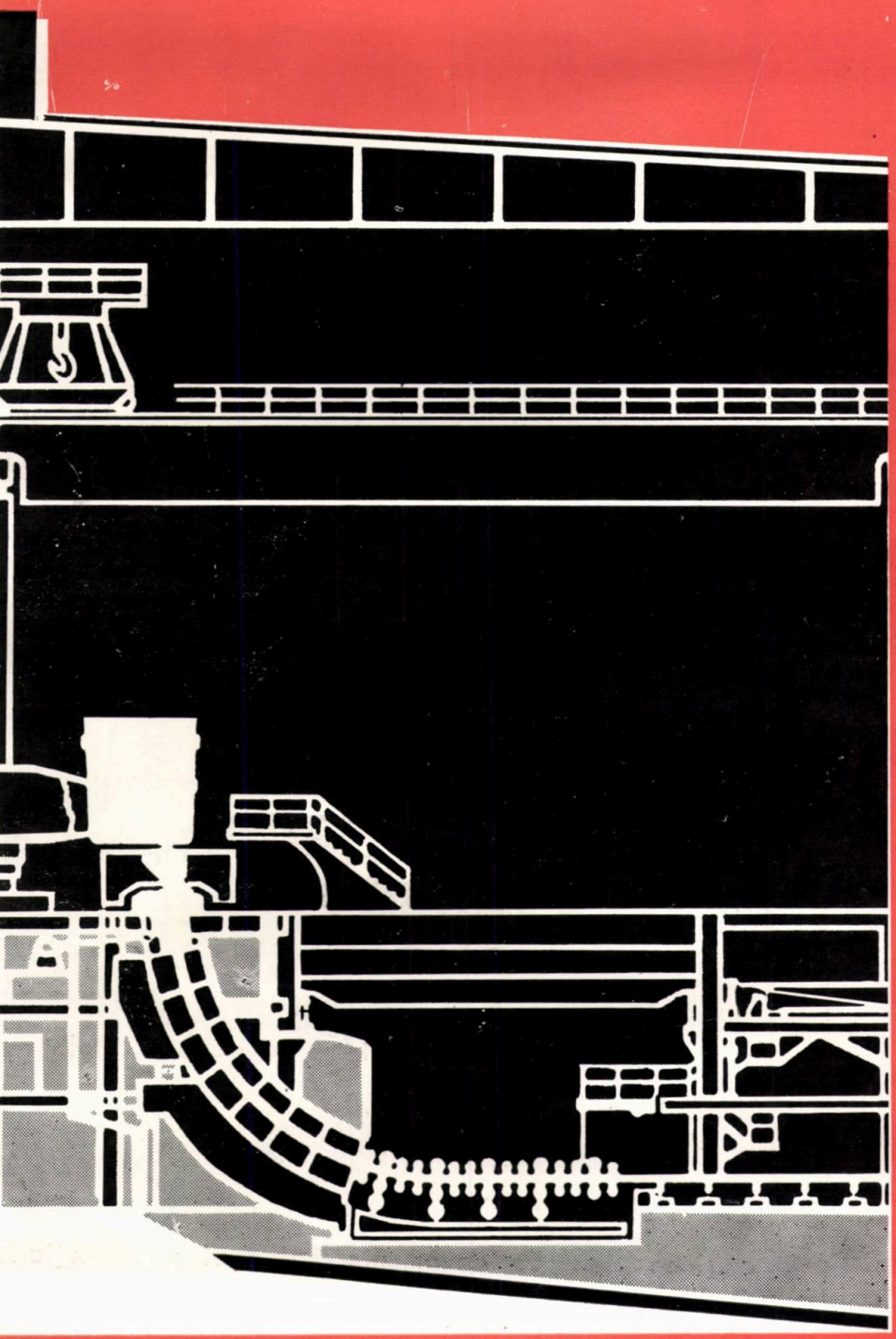
(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 22, nov. 1978, p. 1196*)

CENTRALA INDUSTRIALĂ SIDERURGICĂ REȘIȚA

Întreprinderea Oțelul Roșu

Orașul Oțelul Roșu
Str. Mihail Eminescu nr. 10
Jud. Caraș Severin

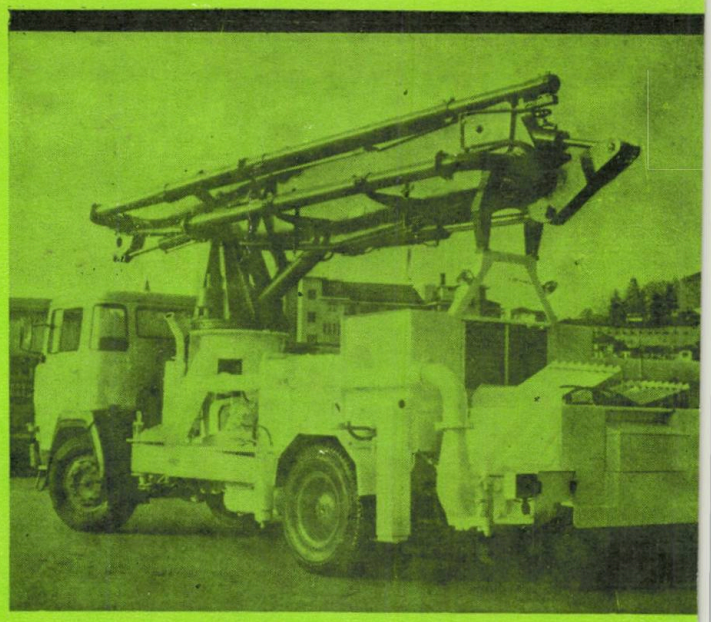
Telefon : 4 Telex : 013615
Cod Unit. 777.304.

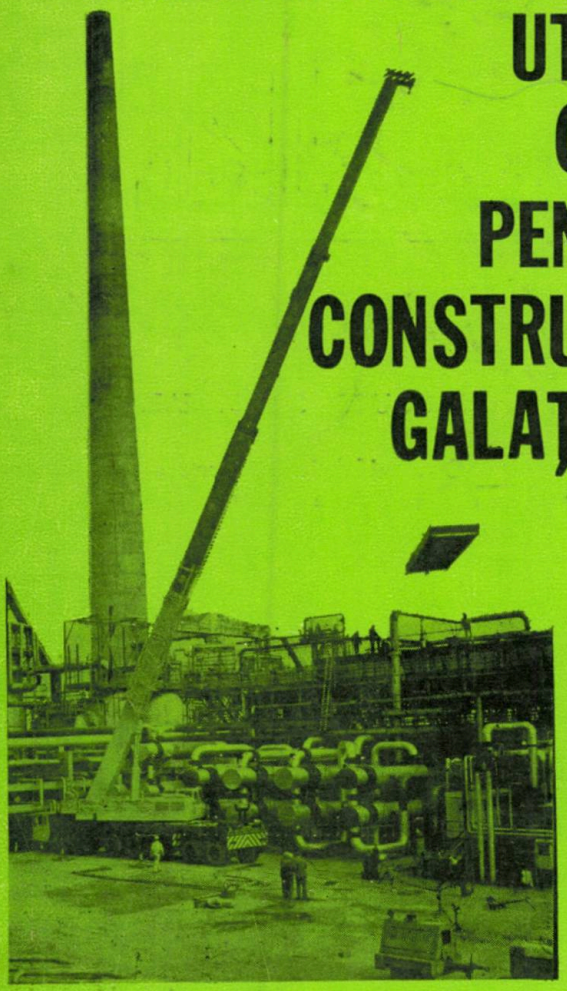


PRODUCE SI LIVREAZA

- Semifabricate turnate continuu
- Platine
- Profile mici și mijlocii
- Table
- Benzi laminate la cald
- Benzi laminate la rece
- Oțeluri calibrate rotunde, hexagonale și pătrate
- Piese turnate din oțel și din aliaje neferoase
- Cilindri din fontă pentru laminoare

ÎNTREPRINDEREA DE UTILAJ GREU PENTRU CONSTRUCȚII GALAȚI



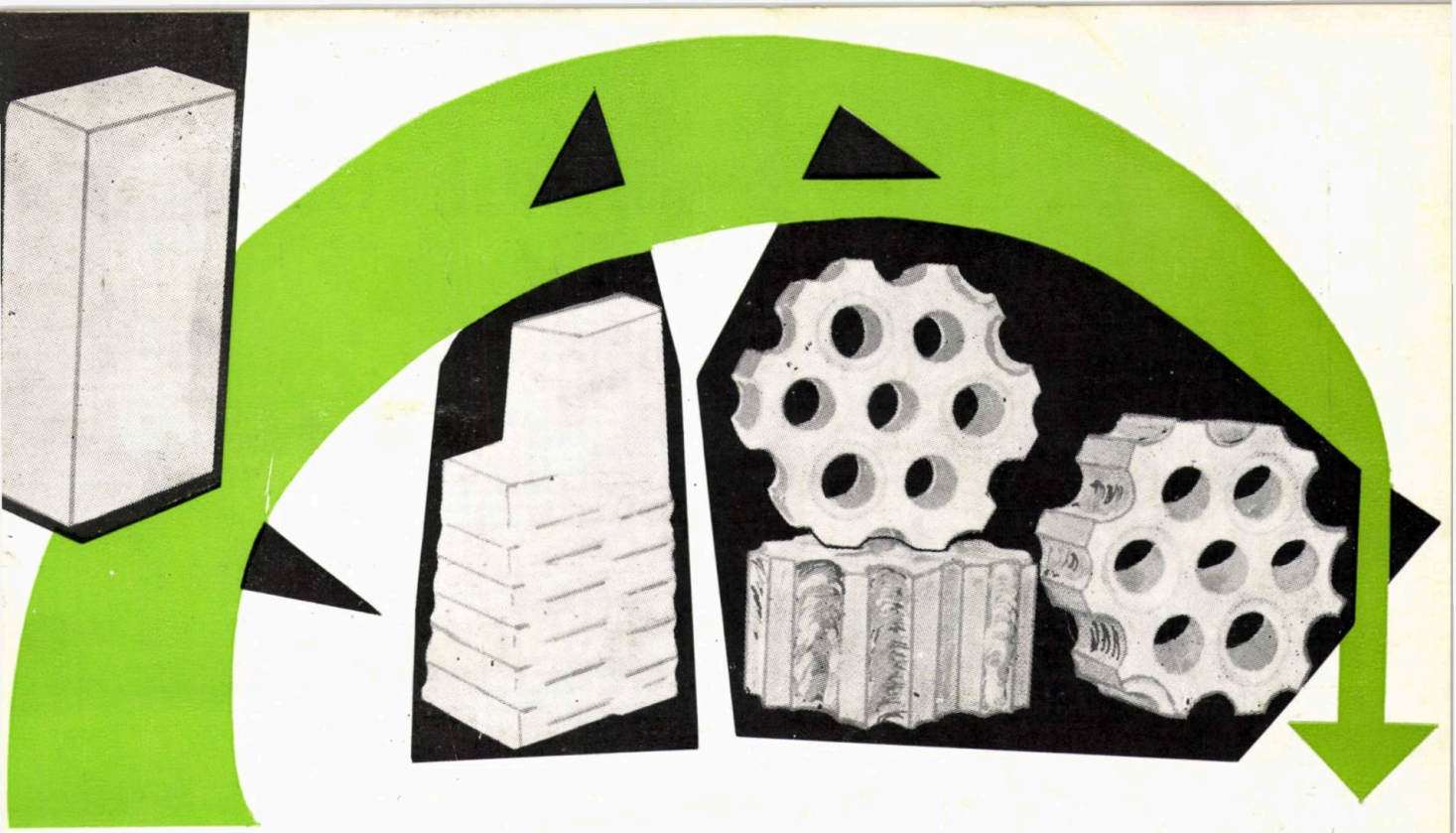


(I.U.G.C. — Galaţi)

este profilată pentru mecanizarea lucrărilor de construcţii-montaj la obiectivele industriale din ramura metalurgiei situate în Galaţi, Călăraşi, Reşiţa, Hunedoara şi Tîrgovişte, fiind dotată în acest scop cu mijloace mecanizate dintre cele mai moderne :

- sonete pentru executarea piloţilor de tip Franky
- echipamente şi utilaje complete pentru execuţia de coloane forate cu diametre pînă la 800 mm şi adîncimi pînă la 40 m
- instalaţii pentru executarea de ecrane etanşe din beton cu lăţimea de 800 mm şi adîncimi pînă la 40 m
- automacarale şi macarale pe pneuri şi şenile cu capacităţi pînă la 140 t, printre care automacarale cu braţ telescopic între 80 şi 110 t
- o gamă variată de utilaje terasiere, buldozere, excavatoare, autoîncărcătoare cu care poate executa lucrări complexe de terasamente şi drumuri cu execuţia la tarif fizic
- instalaţii pentru punerea în operă a betonului, autopompe de beton cu capacităţi pînă la 60 m^3/h, auto malaxoare cu capacitatea pînă la 5,5 m^3 etc.

I.U.G.C — Galaţi
Sos. Smîrdan nr. 2,
telefon : 30031

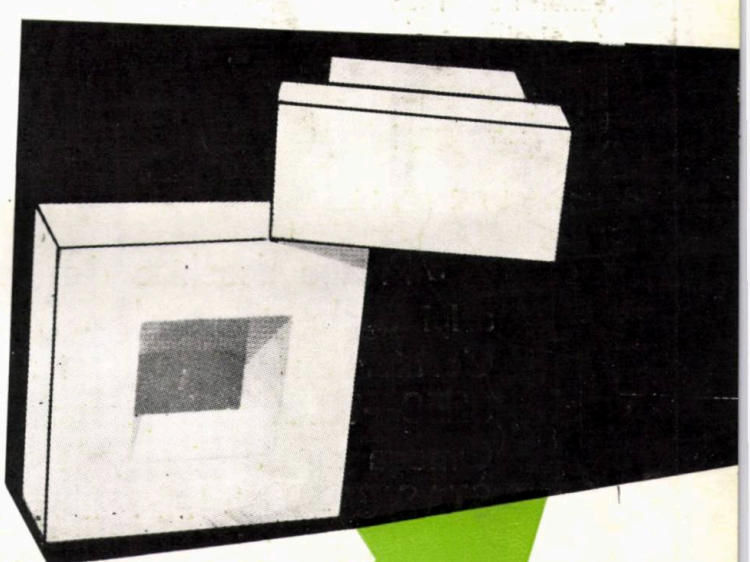


CENTRALA INDUSTRIALA PENTRU PRODUSE REFRACTARE

BRAȘOV

elefon 23966-23967. Telex 012.307

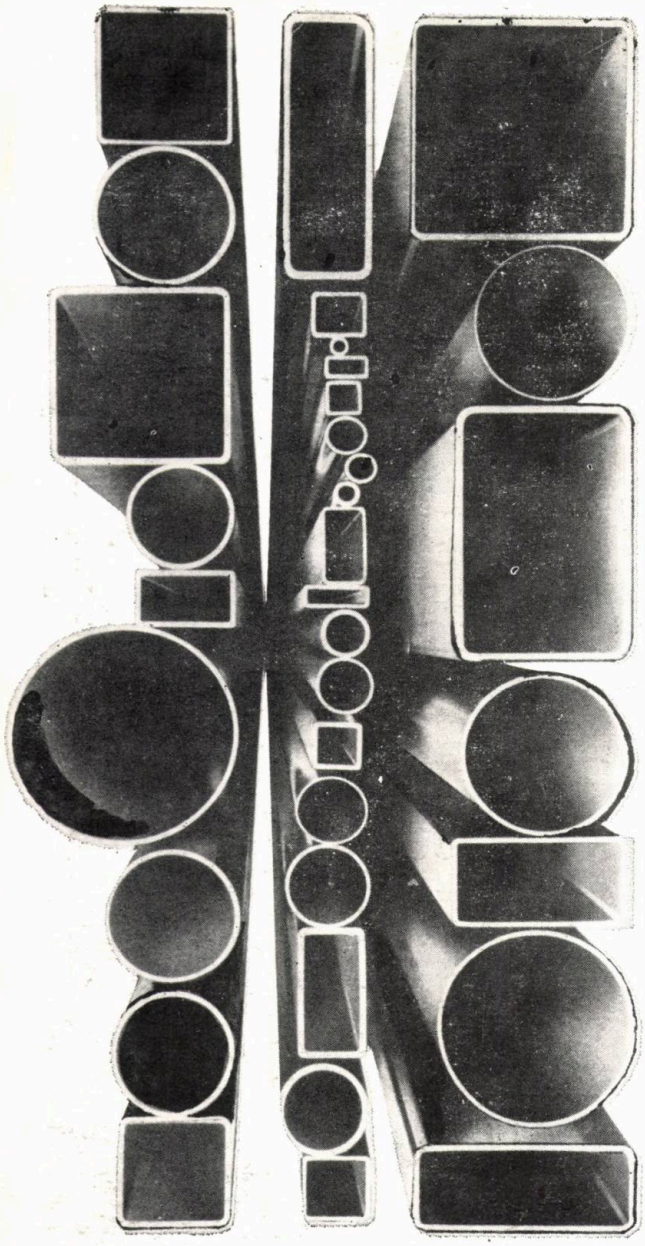
tr. Carierei Nr. 127 Brașov.



Intr. de produse refractare **ALBA-IULIA**
Intr. de produse refractare **„REFRACTAR" ALEȘD**
Intr. de produse refractare **„9 MAI" TURDA**
Intr. de produse refractare **„RĂSĂRITUL" BRAȘOV**
Intr. **„CARBOCHIM" CLUJ-NAPOCA**
Fca. de produse refractare **„PLEAȘA" PLOIEȘTI**
Fca. de produse refractare **„VULTURUL" COMARNIC**
Fca. de produse refractare **„UNIREA" TG. JIU**
Fca. de produse refractare **BARU MARE**
Fca. de șamotă **AZUGA**

execută

Produse refractare silica, silico-aluminoase, produse termoizolante, șamote refractare aluminoase și superaluminoase, betoane rezistente la foc, betoane refractare și superrefractare, plăci termoizolante, prafuri termogene și termoizolante, prafuri exoterme, pietre de polizor, abrazivi pe suport, electrozi siderurgici și de



ÎNTREPRINDEREA METALURGICĂ IAŞI

PRODUCE ŞI LIVREAZĂ :

- Ţevi din oţel sudate longitudinal pentru instalaţii de apă, gaz, abur, de la 3/8" — 4", conform STAS 7656 — 76
- Ţevi din oţel sudate longitudinal pentru construcţii metalice, aparate, utilaje şi conducte de la 17,2 la 219,1 mm, conform STAS 7657 — 77
- Ţevi de precizie din oţel sudate longitudinal, trase sau laminate la rece, pentru construcţii metalice sau construcţii de maşini, conform STAS 8726—77
- Ţevi pătrate şi dreptunghiulare din oţel pentru construcţii metalice şi construcţii de maşini, conform STAS 7941—76
- Profile deschise din bandă de oţel formate la rece: U cu aripi egale şi neegale STAS 7835/1—76, 7835/2—77, 8610—76. Cornier cu aripi egale şi neegale STAS 7836/1—76, 7836/2—77, 8250—78. Z cu aripi egale şi neegale STAS 8296—78, 8609—77. Omega cu aripi egale STAS 8367—77. T cu aripi egale STAS 8249—74. Profile pentru tîmplărie metalică STAS 9842—72. Profile speciale, conform STAS 8426—76, utilizate pentru construcţii metalice sau construcţii de maşini

TEPRO

ŞOS. ŢUŢORA, NR. 132; TEL. 30322, 30220;
TELEX 22268 TEPRO — R

E 3280
REFERALVA

METALURGIA

5

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXXI • NR. 5 • MAI 1979

C P C D M

Centrala de prelucrarea şi colectarea deşeurilor metalice Bucureşti

Str. Theodor Aman nr.
telefon 13.88.29

colectează şi prelucrează deşeurile metalice feroase şi neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50 % din materia primă.

● Prin mărunţirea, brichetarea şi presarea strunjiturilor, deşeurilor de sîrmă şi de tablă, de către organizaţiile socialiste care predau curent cantităţi de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile şi se reduce preţul de cost pe tona de metal

● Sortînd şi predînd separat unităţilor C.P.C.D.M.—Bucureşti sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oţel rapid şi aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oţelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

● Pentru deşeurile de oţel vechi aliat şi fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unităţile C.P.C.D.M.—Bucureşti achită pentru fiecare procent de element de aliere conţinut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 ,,
1% molibden	=	750 ,,
1% cobalt	=	1 120 ,
1% wolfram	=	1 200 ,,

● Prin strîngerea, sortarea, depozitarea şi predarea deşeurilor metalice pe sortimente după compoziţia chimică şi forma fizică, conform STAS 6058/66 şi 3017/68, încă de la locul de apariţie, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — Bucureşti, prelucrînd deşeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice şi pirotehnice, dublează greutatea volumetrică şi reduce timpul de încărcare în cuptoare.

1979 JUL 4

METALURGIA

anul 31 Nr. 5 mai 1979

CUPRINS

umitrescu, C., Dan, Valeria și *Mititelu, Tincuța*: **onsiderații privind corelația dintre punctul de înmulere smoalelor speciale și viscozitatea dinamică deter-inată la diferite temperaturi** 213

ucu, Victoria și *Ciucu, I.*: **Model matematic privind timizarea densității unui amestec granular, cu aplica- la fabricarea blocurilor catodice** 217

trinoiu, C.: **Studiul posibilității aplicării tratamen-lui termomecanic la oțelul slab aliat cu mangan și eroaliat cu vanadiu** 220

ica, Adriana: **Considerații teoretice asupra prafuri- pentru turnarea continuă a oțelului** 225

ovc, M., Crăciuneseu, C. și *Haltrich, K.*: **Cercetări vind comportarea unor fonte la temperaturi înalte** 233

gu, V. și *Horga, M.*: **Modele modulizate pentru narea pieselor de mașini-unelte grele** 239

lian, Olga și *Constantineseu, Maria*: **Obținerea ajelor ternare fier-crom-nichel pe cale electrolitică** 242

nteanu, A., Popa, A. Ciobanu, I., Teodorescu, A. și *erasim, S.*: **Comparație între operația de nitrurare oasă și operația de cianizare în cazul oțelului OLC 45** 247

țiș, I.: **Cercetări asupra transformărilor structu- și proprietăților straturilor superficiale ale oțeluri- de scule prelucrate prin eroziune electrică** . . . 250

N ISTORICUL METALURGIEI

rescu, A. D.: **Din istoria metalurgiei la români ecolul al XX-lea** 258

CUMENTARE

COLEGIUL DE REDACȚIE

LAURENȚIE SOFRONI-*președinte*, CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, ALEXANDRU CIOROGAR, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, SUZANA GĂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, ȘTEFAN RĂDVAN, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se I
ILEXIM Departamentul Export—Import Presă, P.O. Bo
136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei M
talurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Teh
cienilor din Republica Socialistă România — Redacția
administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector
Telefon : 13.09.25. Revista este editată de ICEM — O.
Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de
rament nr. 30.15.0.01.01.B.N. — R.S.R. — filiala sector 7
Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întrep
deri : lei 150 anual ; tarif pentru abonamente individua
48 lei anual. Costul unui exemplar : lei 5. Tiparul — Între
prinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23-
București

*„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P
nr. 137/8459/1978"*

I.P.I. c. 1157

CONTENTS

DC : 668.738 : 532.13

Dumitrescu, C. and *Dan, Valeria*: **Considerations on the correlations between special tar sagging point and dynamic viscosity for various temperatures.**

The paper presents the correlations between the main quality characteristics of tars for electrodes and anodes. The authors have estabished statistical correlations between sagging point and viscosity for various temperatures (110—190°C).

These correlations allow a permanent control of special tar manufacture by means of viscosity measurements.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 213—216

DC : 666.966.001.2

Ciucu, Victoria and *Ciucu, I.*: **Mathematical model concerning the density optimising of a granular blend used in cathodic block manufacturing**

One of the important characteristics of carbonic products and particularly of cathodic blocks is represented by the apparent density which value influences on the extent of other parameters typical for these products.

The mathematical models displayed aim at maximizing the apparent density of the granular blend by means of the adjustement of grain-size fraction and binder ratios.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 217—219

DC : 669.15-194.2 : 621.785

Catrinoiu, C. : **Study of the possibility of using thermo-mechanical treatment for manganese low-alloyed and vanadium micro-alloyed steel.**

The increase, of resistance characteristics of steels used in industrial buildings has improved the working out of new technological methods.

The author analyses the possibilities of improving steel mechanical resistance characteristics with the help of the thermomechanical treatment.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 220—224

DC : 621.744.521.4

Luca, Adriana : **Theoretical considerations on dusts used in steel continous casting**

The paper presents the part played by dusts used in steel continouous casting, their functions and the relevant properties which ensure these functions such as : fusibility, viscosity, surface and interface tension, chemical and mineralogical composition, as well as other factors which may influence dust behaviour.

Furthermore, the author points out the influence of the most frequently used oxides on the properties mentioned above.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 225—232

DC : 669-13 : 66-978

Vovc, C., Crăciunescu, C. and *Haltrich, K.* : **Reasearches on high temperature cast iron behaviour**

The authors present the results of the experiments carried out with a view to obtaining high refractory cast iron used to cast the parts necessary for sintering furnaces under temperature conditions of 850—900°. Moreover, the paper includes methods of determining refractoriness properties.

The results have led to the conclusion that the best cast iron for this purpose was the 4—5 % Si alloyed ferritic nodular one.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 233—238

DC : 621.744.072 : 621.81

Gogu, V. and *Horga, M.* : **Standard models for casting heavy machine-tool parts**

The paper presents a technological solution for the standard model manufacture which are necessary to cast machine-tool parts ; by using this solution, the authors intend to reduce model costs as much as possible.

The introduction of casting models leads to the following advantages :

— economy of models ;
— shorter assimilation-manufacture cycle ;
— more accurate parts, in terms of dimensions and so an.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 239—241

DC : 669.017.13 : 541.135

Iulian, Olga and *Constantinescu, Maria* : **Electrolytical manufactuing of ternary Fe—Cr—Ni alloys**

The increase of metal ion concentration in solution brings about the increase of metal ratio in different alloys. Tetrasodic complexonus concentration influences the alloy concentration through its different property of complexing the three metals. The increase of the pH value leads to the increase of ion concentration as well as to the decrease of chromium and nickel concentration in alloy.

The working conditions, playing am important part in the galvanic deposition of Fe—Cr—Ni ternary alloys, may lead to modifications in composition, structure and mechanical properties.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 242—246

DC6 :21.785.53 : 669.14

Munteanu, A., Popa, A., Ciobanu, I. and *Teodorescu, A.* : **Comparison between gaseous nitriding operation and cyaniding for OLC 45 steel**

The paper represents a comparative analysis of the layer structure and wear resistance as a result of two current nitriding processes, applied to a non-alloyed carbon steel. The authors also studied the influence of the previous treatment, drawing the conclusion that the operations of quenching and tempering, followed by a nitriding one in salt baths are the most advandageous methods.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 247—249

DC : 669.14.018.25 : 621.0.048.4

Carfiş, I. : **Researches on the structural transformation and surface layer properties of electrical erosion processed tool stels**

The electrically eroded parts undergo deep structural transformations which lead to an unbalanced structure.

For the electrical erosion processing technology, the author selected, on the basis of his results, the best working conditions with a view to obtaining a high productivity and quality.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 250—257

DC : 669.(09)

Petrescu, A. D. : **Aspects of the history of metallurgy in the XXth century in Romania**

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 258—263

I N H A L T

DK : 668.738 : 532.13

Dumitrescu, C. und *Dan, Valeria* : **Betrachtungen über den Zusammenhang zwischen den Erweichungspunkt der Sonderpeche und die an bestimmten Temperaturen ermittelte Zähigkeit**

In der Arbeit werden die Zusammenhänge zwischen den wichtigsten Eigenschaften der Anoden-und Elektrodenpeche analysiert. Es wurden statistische Wechselbeziehungen zwischen den Erweichungspunkt und die Zähigkeit bei verschiedenen Temperaturen durchgeführt (110—190°C). Die aufgestellten Wechselbeziehungen erlauben eine kontinuierliche Verfolgung der Herstellung von Sonderpeche durch die Zähigkeitbestimmung.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 213—216

DK : 669.966.001.2

Ciucu, Victoria und *Ciucu, I.* : **Mathematisches Modell über die Optimierung der Dichte eines Korngemisches für die Herstellung der Kathodenblöcke**

Eines der wichtigsten Eigenschaften der Kohlenstofferzeugnisse, besonders der Kathodenblöcke, ist die scheinbare Dichte, welche die Höhe der anderen Parameter beeinflusst. Die angeführten mathematischen Modelle maximieren die scheinbare Dichte des Korngemisches durch die Einstellung der Korn-bzw. Binderbestandteile.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 217—219

DK : 669.15—194.2 : 621.785

Catrinoiu, C. : **Anwendungsmöglichkeiten der wärmemechanischen Behandlung beim mit Mangan schwachlegierten und mit Vanadium mikrolegierten Stahl**

Zwecks Erhöhung der Widerstandseigenschaften der Stähle für Stahlbauten hat die Einführung neuer Methoden verursacht.

In der Arbeit werden die Möglichkeiten analysiert für die Verbesserung des mechanischen Widerstandes der Stähle durch die Wärmebehandlung.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 220—224

DK : 621.744.521.4

Luca, Adriana : **Theoretische Betrachtungen über die beim Stranggiessen angewendeten Pulver**

In der Arbeit wird die Notwendigkeit und der Anwendungsbereich der beim Stranggiessen benutzten Pulver und die Eigenschaften dieser Pulver beschrieben : Schmelzbarkeit, Zähflüssigkeit, Oberflächenspannungen, chemische und mineralogische Zusammensetzung und andere Faktoren welche das Verhalten der Pulver beeinflusen.

Es wird der Einfluss der benutzten Oxyde auf die angeführten Eigenschaften, beschrieben.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 225—232

DK : 669.13 : 66-978

Vovc, C., Crăciunescu, C. und *Haltrich, K.* : **Untersuchungen über das Verhalten einiger Gusseisensorten bei hohen Temperaturen**

In der Arbeit werden die Resultate der Experimentaluntersuchungen angeführt über die Herstellung von Graugussteilen für Sinteröfen, für den Betrieb bei 850—900°C.

Zugleich wurden die Methoden angeführt für die Bestimmung der Feuerfesteigenschaften.

Die durchgeführten Analysen bewiesen dass das ferritische, mit 4—5% Si legiertes Gusseisen diesem Zweck entspricht.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 233—238

DK : 621.744.072 : 621.81

Gogu, V. und *Horga, M.* : **Typisierte Modelle für das Giessen der Teile für Werkzeugmaschinen**

Es wird eine technologische Lösung angeführt für die Herstellung der typisierten Giessereimodelle, für das Giessen der Werkzeugmaschinenteile, zwecks Herabsetzung der Modellkosten.

Einige Vorteile der Einführung von typisierten Giessereimodelle :

— Modelleinsparung
— Kürzung der Assimilierungszeit
— Erhöhung der Abmessungsgenauigkeit der Teile.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 239—241

DK : 669.017.13 : 541.135

Iulian, Olga und *Constantinescu, Maria* : **Herstellung der Dreistofflegierungen Eisen—Chrom—Nickel durch Elektrolyse**

Die Steigerung der Ionenkonzentration beeinflusst den Metallanteil in der Legierung. Die Konzentration des Natrium-Vierstoffkomplexes beeinflusst die Zusammensetzung der Legierungen durch das verschiedenartige Komplexierungsvermögen der drei Metalle. Die Steigerung des ph-Wertes beeinflust die Vergrösserung der Eisenkonzentration und die Abnahme der Chrom und Nickelkonzentration aus der Legierung.

Die Betriebsbedingungen haben einen wichtigen Einfluss auf die elektrolytische Fällung der Dreistofflegierungen Fe—Cr—Ni und können die Zusammensetzung, das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften beeinflussen.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 242—246

DK : 621.785.53 : 669.14

Munteanu, A., Popa, A., Ciobanu, I. und *Teodorescu, A.* : **Vergleich zwischen die Stickstoffhärtung und die Salzbadnitrierung des Stahles OLC 45**

Es wird eine Vergleichsanalyse zwischen das Schichtgefüge und den Verschleisswiderstand eines nichtlegierten Kohlenstoffstahls, nach der Stickstoffhärtung bzw. der Salzbadnitrierung, gemacht. Der Einfluss der Vorbehandlung wurde zugleich studiert und für diese Stahlsorte die Vergütung und die Salzbadnitrierung als vorteilhaft gefundem.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 147—249

DK : 669.14.018.25 : 621.9.048.4

Cartis, I. : **Untersuchungen über die Gefügeumwandlungen und die Eigenschaften der Oberflächenschichten der durch Elektroerosion bearbeiteten Werkzeuge**

Auf die Oberflächen der durch Elektroerosion bearbeiteten Werkzeuge treten Gefügeumwandlungen auf, die zu Gefügen ausser Gleichgewicht führen.

Bei der Verarbeitung durch Elektroerosion, nach den erhaltenen Untersuchungsergebnissen, kann man den optimalen Betriebszustand auswählen.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 250—257

DK : 669(09)

Petrescu, A. D. : **Aus der Geschichte der Metallurgie in Rumänien im XX-ten Jahrhundert**

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 258—263

SOMMAIRE

CD : 668.738 : 532.13

Dumitrescu, C. et *Dan, Valeria* : **Considérations concernant la corrélation entre le point de ramollissement des goudrons spéciaux et la viscosité dynamique déterminée aux diverses temperatures**

L'oeuvre présente les relations existantes entre les principales caractéristiques de qualité des goudrons pour électrodes et anodes. On a effectué des corrélations statistiques entre le point de ramollissement et la viscosité aux températures différentes (110 — 190 C).

Les relations établies permettent de suivre d'une manière continue la fabrication des goudrons spéciaux, par le mesurage continuu de la viscosité.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 213–216

CD : 666.966.001.2

Ciucu, Victoria et *Ciucu, I.* : **Modèle mathèmatique pour l'optimisation de la densité d'un mélange granulaire utilisé dans la fabrication des blocs cathodiques**

La densité apparente est une des caractéristiques les plus importantes des produits charbonneux, en particulier des blocs cathodiques. La valeur de la densité apparente a une influence sur la grandeur des autres paramètres spécifiques des ces produits. Les modèles mathèmatiques présentés ont comme but la maximalisation de la densité apparente du mélange granulaire, par l'ajustage des proportions de fractions granulamètriques et de liant.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 217–219

Catrinoiu, C. : **Etude de la possibilité d'appliquer le traitement thermomécanique à un acier faiblement allié au manganèse et microallié au vanadium**

L'exigences concernant l'augmentation des valeurs des caractéristiques de résistance des aciers pour constructions industrielles ont imposé l'élaboration des nouvelles méthodes technologiques. On analyse les possibilités d'améliorer les propriétés de résistance mécanique des aciers par l'application du traitement thermomécanique.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 220–224

CD :621744.521.4

Luca, Adriana : **Considérations théoriques sur les poudres utilisées dans le coulée continue de l'acier**

L'oeuvre présente la nécessité et la place occupée par les poudres dans la coulée continue, leurs fonctions et leurs proprietés qui assurent : la capacité de fusion, la viscosité, la tension superficielle et d'interface, la composition chimique et minéralogique. On présente aussi d'autres facteurs ayant de l'influence sur le comportement des poudres, ainsi que l'influence des oxydes sur les propriétés mentionnées.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 225–232

CD : 669.13 : 66–978

Vovc, C., Crăciunescu, C. et *Haltrich, K.* : **Recherches sur le comportement aux hautes températures des certaines fontes**

L'oeuvre expose les résultats des expérimentations effectuées pour l'élaboration d'une fonte à haute réfractarité et le moulage, en employant cette fonte, des pièces utilisées dans les fours de sintérisation, en régime de température allant jusqu'à 850 — 900°C. On présente aussi les méthodes employées pour la détermination des propriétes de réfractarité.

Par l'analyse des résultats, on arrive à la conclusion que, pour le but visé, la fonte ferritique à graphite nodulaire alliée à 4–5% Si présente les meilleures caractéristiques.

Metalurgia 31 (1979) nr. 5, p. 235–238

CD : 621.744.072 : 621.81

Gogu, V. et *Horga, M.* : **Modèles standardisés pour le moulage des pièces pour machine-outils lourds**

L'article offre une solution technologique pour la fabrication des modèles standardisés pour le moulage des pièces pour machine-outils, dans le but de réduire au minimum possible le coût des modèles. Quelques avantages offerts par l'introduction des modèles de moulage standardisés : réduction du cycle assimilation — fabrication ; augmentation de la précision dimensionnelle des pièces, etc.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 239–241

CD : 669.017.13 : 641.135

Iulian, Olga et *Constantinescu, Maria* : **L'obtention des alliages ternaires fer — chrome — nickel par voie électroytique**

La concentration du complexon tétrasodique influence sur la composition des alliages par sa capacité différente de complexage de ces trois métaux. L'augmentation de la valeur du pH détermine l'augmentation de la concentration du fer et la diminution de la concentration du chrome et du nickel dans l'alliage.

Les conditions de marche jouent un role important dans le dépôt galvanique des alliages ternaires Fe—Cr—Ni, pouvant conduire à des modifications dans la composition, la structure et les propriétés mécaniques.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 242–246

CD : 621.785.53 : 669.14

Munteanu, A., Popa, A., Ciobanu, I. et *Teodorescu, A.* : **Comparaison entre les opérations de nitruration gazeuse et de cyanisation dans le cas de l'acier OLC 45**

L'oeuvre suit l'analyse comparative de la structure de la couche et de la résistance à l'usure après l'application de deux procedés de nitruration courants pour le cas d'un acier au carbone non-allié. On étudie l'influence d'un traitement préliminaire et on arrive à la conclusion que, pour cet acier, l'opération d'amélioration suivie par la nitruration dans un bain de sels est la plus avantageuse.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 247–249

CD : 669.14.018.25 : 621.9.048.4

Carţiş, I. : **Recherches sur les transformations structurelles et les propriétés des couches superficielles des aciers à outils traités par érosion électrique**

Sur les surfaces des pièces usinées par érosion électrique apparaissent des transformation structurelles, conduisant à l'obtention des structures hors d'équilibre. Les résultats des recherches offrent la possibilité de choisir un régime optimal de travail, conduisant à une productivité accrue de l'opération et à une qualité supérieure du produit.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 250–257

CD : 669.(09)

Petrescu, A. D. : **L'histoire de la métallurgie chez les roumains au XXème-siècle**

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 258–263

СОДЕРЖАНИЕ

ДК : 668.738 : 532.13

Думиртеску, К. и Дан, Валерия: **Соображения о корреляции между точкой размягчения специальных смол и динамической вязкости опреледенной при разных температурах**

Представлены отношения между основными качественными характеристиками смол для электродов и анодов. Были проведены статистические соотношения между точкой размягчения и вязкости при различных температурах (110—190°С).

Установленные отношения позволяют непрерывное изучение производства специальных смол непрерывным измерением вязкости.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 213–216

ДК : 666.966.001.2

Чюку, Виктория, и Куйку, И.: **Математическая модель, касающаяся оптимизации плотности зернистой смеси с применением при производве катодных блоков**

Одна из основных характеристик углеродистых изделий, и в частности катодных блоков, составляет кажущаяся плотность, значение которой влияет на величину параметров специфических этим изделиям. Представленные математические модели имеют как объектив максимизацию кажущейся плотности зернистой смеси настройкой пропорции между зернистыми фракциями и связывающими.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 217–219

ДК : 669.15-194.2 : 621.785

Катриною, К.: **Изучение возможности применения термодинамической обработки малолегированной стали с магнием и микролегированной с ванадием**

Необходимость увеличения значений характеристик по сопротивлению сталей, предназначенных для промышленных сооружений привело к выработке новых технологических методов.

В работе анализируется возможность улучшения характеристик механического сопротивления сталей применяя термомеханические обработки.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 220–224

ДК : 621.744.521.4

Лука, Адриана: **Теоретические соображения, касающиеся пыли непрерывной разливки стали**

Работа представляет необходимость и место использования пыли для непрерывной разливки стали, их функции и свойства, обеспечивающие выполнение этих функций: плавкость, вязкость, поверхностное и межлицевое напряжение, химический и минералогический состав, также и другие факторы влияющие на поведение пыли.

В работе представлено и влияние более используемых окислов на упомянутые свойства.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 225–232

ДК : DK : 669.13 : 66-978

Вовк, М., Крэчюнеску, К. и Халтрих, К.: **Исследования, касающиеся поведения некоторых чугунов при высоких температурах**

Работа охватывает результаты проведенных экспериментов для выплавки чугуна с повышенной жаропрочностью и отливки из этого чугуна изделий, используемых в печи для спекания, при температурном режиме до 850—900°С, а также и методы определения свойств жаропрочности.

Из анализа результатов выводится что для предложенной цели подходящим является чугун с шаровидным ферритным графитом, легированный с 4—5% Si

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 233–238

ДК : 621.744.072 : 621.81

Гогу В. и Хорга, М.: **Типизированнные модели для отливки изделий тяжелых станков**

Статья представляет технологическое решение производства типизированных моделей для отливки изделий тяжелых станков, с целью уменьшения до возможного минимума стоимости моделей.

Среди преимуществ введения типизированных моделей отливки указываются: экономия моделей; сокращение цикла ассимиляция-производство; увеличение точности измерения изделий, и другие.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 239–241

ДК : 669.017.13 : 641.135

Юлиан, Ольга и Константинеску, Мария: **Электролитическое получение тройных сплавов железо-хром-никель**

Повышение концентрации металлических ионов в растворе определяет величину процента металла в дифференциальном сплаве. Концентрация четырехнатриевого комплекса влияет на состав сплавов различной способностью комбинирования этих трех металлов. Увеличение значения pH определяет повышение концентрации железа и уменьшение концентрации хрома и никеля в сплаве.

Условия работы играют важную роль в гальваническом осаждении тройных сплавов железо-хром-никель, которые могут вести к изменениям в составе, структуре и механических свойствах.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 242–246

ДК : 621.785.53 : 669.14

Мунтяну, А., Попа, А., Чёбану, И. и Теодореску, А.: **Сравнение между операцией газообразного азотирования и операцией цианирования в случае стали ОС45**

Работа исследует сравнительный анализ структуры слоя и износостойкость в следствии двух методов азотирования, используемые часто в случае нелегированной углеродистой стали. Изучается и влияние предварительной обработки и выводится что для этой стали операция улучшения следуемой азотированием в соляных ваннах самая выгодная.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 247–249

ДК : 669.14.018.25 : 621.9.048.4

Карциш, И.: **Исследования, касающиеся структурного превращения и свойств поверхностных слоев инструментальных сталей, обрабатываемых электрической эрозией**

На поверхностях изделий обрабатываемых электрической эрозией появляются структурные превращения, ведущие к получению некоторых неуравновешенных структур.

При выработке технологии обработки электрической эрозией, используя результаты работы, можно избрать оптимальный режим работы имея в виду, помимо производительности операции и последствия качественного разряда.

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 250–257

ДК : 669 (09)

Петреску А. Д.: **Из истории металлургии в Румынии XX-го века**

Metalurgia 31 (1979), nr. 5, p. 257–263

METALURGIA 5 1979

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA

Consideraţii privind corelaţia dintre punctul de înmuiere al smoalelor speciale şi viscozitatea dinamică determinată la diferite temperaturi

Dr. ing. C. Dumitrescu
subing. Valeria Dan
Institutul de cercetări metalurgice — Bucureşti
şi
subing. Tincuţa Mititelu
C. S. Galaţi

CZ : 668.738.532.13

Smoala specială pentru electrozi siderurgici şi anozi, folosiţi la electroliza aluminei, este un produs a cărui calitate depinde de calitatea gudronului supus distilării, de condiţiile distilării şi tratamentului termic aplicat smoalei normale. În timpul tratamentului termic, caracteristicile smoalei se schimbă în sensul obţinerii unei smoale mai tari, toţi indicii de calitate variind în acelaşi sens şi proporţional între ei. Este cunoscută variaţia direct proporţională a punctului de înmuiere cu conţinutul de insolubile în timpul tratamentului termic la presiunea atmosferică. În acelaşi sens variază şi conţinutul de carbon fix, densitatea şi aromaticitatea. Ceilalţi indici de calitate, cenuşa şi conţinutul de sulf sînt determinaţi direct de calitatea gudronului, iar umiditatea este impusă de tehnologia de răcire a smoalei.

Capacitatea de liere a smoalei este influenţată în faza de malaxare şi presare de comportarea sa termoplastică. Smoala îşi schimbă viscozitatea sub influenţa temperaturii, în faza lichidă prezentînd o viscozitate suficient de redusă pentru a umecta bine particulele solide care trebuie legate. Prin răcire, viscozitatea smoalei creşte atît de mult încît reuşeşte să le lege bine.

La trecerea din starea solidă în cea lichidă smoala prezintă două domenii de modificare bruscă a viscozităţii. Primul, care se întinde pe circa 10°, caracterizează trecerea de la starea solidă la cea plastică, iar cel de al doilea, care se întinde pe circa 40°, constituie trecerea de la starea vîscoasă la cea fluidă.

Caracteristicile marcante ale domeniului plastic sînt punctul de rupere care reprezintă limita spre starea solidă şi punctul de înmuiere care caracterizează trecerea spre starea fluidă. Între aceste două caracteristici extistă o relaţie liniară. Punctul de înmuiere este un punct pe curba variaţiei viscozităţii cu temperatura, corespunzînd unei variaţii bruşte a viscozităţii [7].

În practică, pentru a caracteriza viscozitatea smoalei se foloseşte determinarea punctului de înmuiere, care conform standardelor se poate face prin mai multe metode (Kraemer-Sarnow, inel-bilă, cub în aer, cub în apă etc.). Valorile obţinute în cazul aceleiaşi smoale diferă mult, fără a se putea stabili corelaţii sigure între ele.

Determinarea punctului de înmuiere printr-una din aceste metode reprezintă în fapt determinarea unei temperaturi de echiviscozitate a diferitelor smoale [5], [10].

Viscozitatea fiind una din caracteristicile de bază ale smoalelor, s-a studiat variaţia acesteia funcţie de temperatură, precum şi găsirea unor relaţii de transformare a unităţilor de viscozitate absolută în unităţi convenţionale (punct de înmuiere).

Rezultatele experimentale au indicat că, deoarece aparatele standardizate pentru determinarea punctului de înmuiere lucrează cu erori mult mai mari decît aparatele uzuale pentru determinarea viscozităţii absolute, transformarea rezultatelor din unităţi absolute în unităţi convenţionale se poate face precis şi fără dificultăţi, în timp ce operaţia inversă nu se poate face decît cu mari rezerve [10].

Un alt aspect care trebuie relevat este faptul că deoarece smoala din gudronul de cocserie este un amestec complex de compuşi foarte diferiţi, plecînd de la aromate cu 3—7 nuclee aromatice policondensate, uşor fuzibile şi pînă la compuşi macromoleculari cu aspect de negru de fum, precum şi substanţe anorganice complet nefuzibile, nu se poate cere determinărilor de viscozitate efectuate asupra smoalelor exactitatea ce se poate obţine la cercetarea substanţelor analitic pure.

Datele din literatură arată că în stare fluidă smoala se comportă ca un lichid newtonian,

respectiv valoarea viscozității variază odată cu schimbarea tensiunii de deformare. În acest caz logaritmul dublu al viscozității prezintă o variație invers proporțională cu temperatura.

Frank H.G. și Wegener O. propun pentru calculul [10] viscozității smoalei următoarea formulă :

$$\log \log(V - 0{,}8) = 0{,}85 + 5{,}3[\log (E\,P + 273) - \log T] \quad (1)$$

unde :

V este viscozitatea smoalei, cSt ;
$E\,P$ — punctul de înmuiere după Kramer-Sarnow ;
T — temperatura în grade Kelvin.

Cercetările efectuate privind aplicarea acestei formule au arătat că aceasta este valabilă în special smoalelor normale din gudronul de cocs din regiunea Ruhr, obținute prin distilare continuă, nefiind valabilă pentru toate smoalele. Abateri mari s-au observat în cazul smoalelor din gudroane de semicocsificare și în cazul smoalelor obținute prin distilare discontinuă la presiune atmosferică. Explicația constă în compoziția chimică diferită a tipurilor de smoale analizate. În vederea obținerii unei ecuații cu o aplicare mai largă s-a căutat introducerea în relație a unui factor reprezentînd compoziția chimică a smoalei. S-a considerat drept cel mai indicat introducerea conținutului de substanțe insolubile în toluen. Relația modificată este următoarea :

$$\log \log (V - 0{,}8) = 0{,}8 + 0{,}04 \log TV + (5{,}8 - 0{,}03\,TV)\,[\log (EP + 273) - \log T] \quad (2)$$

unde TV reprezintă insolubilul în toluen.

Se remarcă faptul că pentru valoarea $TV = 17\,\%$, cît au în general smoalele normale din regiunea Ruhr, se obține relația (1). Autorul [10] consideră că teoretic s-ar putea găsi o relație mai precisă dacă s-ar ține seamă de compoziția chimică diferită a insolubilului în toluen.

Forma generală a ecuației este : $\log \log V = K - K_1 \log T$, K_1 fiind coeficientul de înclinare al dreptei, care exprimă dependența viscozității smoalei de temperatură. Acest coeficient are conform relației (2) forma $K_1 = 5{,}8 - 0{,}03\,TV$, ceea ce exprimă că coeficientul de înclinare este cu atît mai mic, cu cît este mai mare insolubilul în toluen.

S-a arătat mai sus că determinarea punctului de înmuiere reprezintă determinarea unei temperaturi de echiviscozitate. Introducînd în relația (2) valoarea $T = EP + 273$, se poate obține valoarea viscozității smoalei la punctul de înmuiere :

$$\log \log V = 0{,}8 + 0{,}04 \log TV \quad (3)$$

Din formula (3) rezultă că viscozitatea de referință la procedeul prin măsurarea punctului de înmuiere nu este o mărime constantă, ci crește odată cu insolubilul în toluen. S-a demonstrat că viscozitatea smoalei la punctul de înmuiere a variat de la simplu la triplu prin mărirea conținutului de insolubile în toluen de la 4,3 la 30,2 %. Acest fapt confirmă corelația directă dintre principalii indici de calitate, punctul de înmuiere și conținutul de insolubile.

Aplicînd relația (2) smoalelor produse la C.S.H. s-au obținut rezultate ale căror erori au variat cu circa $\pm$ 15 % față de valorile găsite experimental, confirmînd importanța compoziției chimice a smoalelor asupra valorilor viscozității.

Cercetarea viscozității smoalelor prezintă un interes practic, prin faptul că ar putea permite elaborarea unei metode rapide pentru controlul calității în procesul fabricației industriale a smoalelor speciale.

Toate datele din literatură și experiența proprie susțin faptul că în cazul fabricației smoalelor speciale, în condițiile cînd calitatea gudronului folosit drept materie primă nu prezintă variații și se aplică același proces tehnologic, valoarea punctului de înmuiere poate caracteriza din punct de vedere calitativ un tip de smoală, permițînd să fie folosit drept parametru de control în eventualele scheme de automatizare ale procesului de prelucrare termică.

Determinarea punctului de înmuiere după metodele standardizate prezintă dezavantajul că necesită un timp relativ lung de determinare, iar rezultatele obținute sînt în limitele unor erori admise, care variază de la 1 pînă la 2—3°C.

De asemenea erori importante se datorează modului de prelevare a probelor, precum și higroscopicității smoalei solide sfărîmate. Se pot întîlni mai multe situații și anume se folosește smoala topită prelevată direct din instalație, în care caz erorile sînt minime sau se face determinarea pe smoala retopită cu sau fără umiditate, în care caz erorile sînt mai mari datorită operației de retopire în sine și unei deshidratări necorespunzătoare.

Este cunoscută influența importantă produsă de umiditatea smoalei chiar în proporții reduse, sub 1 %.

Găsirea unor relații sigure pentru tipurile de smoale ce vin în discuție, între viscozitatea acestora la o anumită temperatură și punctul de înmuiere, ar permite urmărirea calității smoalei prin măsurarea continuă a viscozității în fazele de fabricație.

În acest mod se pot obține indicații rapide și sigure asupra calității smoalei. Aceste măsurători se pot efectua în cazul unei instalații cu funcționare continuă, folosind viscozimetre cu funcționare continuă, asigurîndu-se concomitent și o termostatare a smoalei în zona de măsură.

În vederea obținerii unei relații între viscozitatea smoalei, punctul de înmuiere și temperatură, s-au efectuat determinări de viscozitate cu viscozimetrul rotativ Rheotest, fabricație R.D.G.

S-au analizat 17 smoale cu punct de înmuiere între 82 și 105°C inel și bilă, efectuîndu-se măsurarea viscozității la diferite temperaturi menținute constant în intervalul 110—190°C.

În acest fel s-au obținut 117 perechi de valori, care au fost prelucrate statistic prin analiză de regresie după un program care permite obținerea corelațiilor simple și multiple de gradul *I*.

Parametrii luați în calcul au fost viscozitatea drept variabilă dependentă (y), temperatura de lucru, variabilă independentă (x) și punctul de înmuiere (IB) a doua variabilă independentă (z).

Valorile viscozității au fost folosite ca atare, date în cP, și logaritmate de două ori atît ca logaritmi zecimali, cît și ca logaritmi naturali. Corelațiile obținute în cazul valorilor logaritmate prezintă coeficienți de corelație foarte apropiați, de aceea s-au luat în considerare rezultatele obținute cu logaritmi în bază zecimală.

În cazul folosirii valorilor de viscozitate ca atare, corelațiile obținute sînt mult mai slabe, coeficientul de corelație între viscozitate și

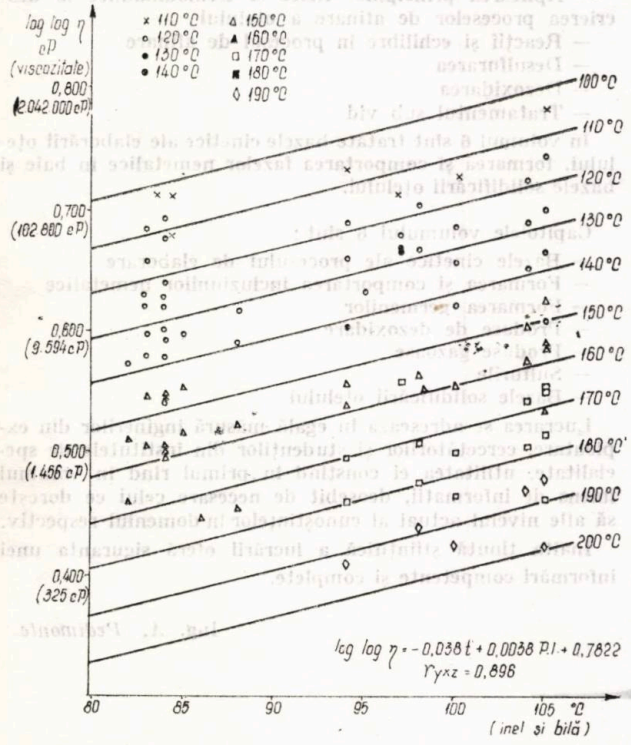


Fig. 1. Variația viscozității dinamice în funcție de temperatură și punctul de înmuiere

temperatură fiind de 0,604, între viscozitate și punctul de înmuiere de 0,166, iar coeficientul de corelație multiplă, y = ($x \cdot z$) fiind de 0,687. Aceste valori nu permit obținerea unor relații utile.

Logaritmarea de două ori a valorilor viscozității duce la liniarizarea relațiilor între variabilele analizate. În acest caz valorile coeficienților de corelație sînt ridicate 0,821 între logaritmul dublu al viscozității și temperatură și 0,896, în cazul corelației multiple între cei trei parametri analizați.

Valoarea ridicată a coeficientului de corelație multiplă indică clar corelația puternică dintre variabilele cercetate. În figura 1 este reprezentată grafic relația determinată statistic, ca și punctele empirice obținute prin determinări la diferite temperaturi. Diagrama permite, prin extrapolarea rezultatelor, calcularea cu erori minime, din valoarea viscozității la diferite temperaturi, punctului de înmuiere al smoalelor provenite din gudronul de la C.S. Galați sau din gudroane similare. Intervalul de extrapolare este pentru puncte de înmuiere (inel-bilă) 80—105°C și temperaturi 100—200°C.

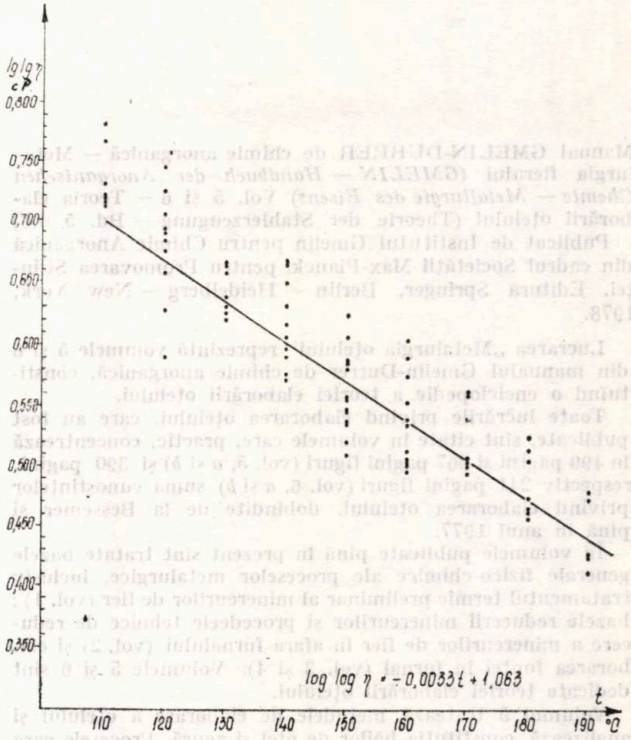


Fig. 2. Variația logaritmului dublu al viscozității în funcție de temperatură

În ceea ce privește corelațiile simple între logaritmul dublu al viscozității cu temperatura (fig. 2) și cu punctul de înmuiere, valorile coeficienților de corelație sînt mult mai scăzute, indicînd clar faptul că acești trei parametri se corelează numai împreună.

Această concluzie este logică, corelațiile simple între parametrii izolați neavînd un suport fizic.

Rezultatele obținute permit folosirea determinărilor de viscozitate pentru obținerea unor informații sigure asupra calității smoalelor și pot fi folosite la controlul fabricației smoalelor speciale pentru electrozi și anozi.

BIBLIOGRAFIE

[1] Vlasie, N. şi Mihăilescu, Elena. *Metodologia de caracterizare a smoalelor folosite la fabricarea produselor cărbunoase.* În: Metalurgia, nr. 10, 1976, p. 521.

[2] Matusiak, M. I., Vinarskii, M. S. şi Tomaşevskaia, M. K. *Cercetarea corelaţiilor între indicii de calitate ai smoalelor de cocserie.* În: Koks i Himiia, nr. 2, 1974, p. 45—49.

[3] Collin, G. şi Gemmeke, W. *Prelucrarea smoalelor de cocserie pentru folosire la producerea aluminiului.* În: Erdöl und Kohle, Erdgas, nr. 1, ian. 1977, p. 25—29.

[4] Bodnarenko, L. M. ş.a. *Cu privire la influenţa condiţiilor de distilare a gudronului asupra randamentului şi calităţii produselor.* În: Koks i Himiia, nr. 7, 1976, p. 40—42.

[5] Manka, M. *Proprietăţile fizico-chimice ale smoalei.* În: Koks Smola Gas, nr. 3, 1965, p. 77—82.

[6] Rozenman, E. S. ş.a. *Dependenţa punctului de înmuiere al smoalelor de huilă în funcţie de conţinutul de insolubile în benzen.* În: Koks i Himiia, nr. 8, 1966, p. 26—29.

[7] Schofer, H. G. *Unele proprietăţi tehnice şi fizice ale smoalei de cocserie şi dependenţa lor de compoziţia chimică.* În: Erdöl und Kohle, Erdgas, nr. 6, 1967, p. 416—419.

[8] Janîk, M. *Schimbarea gudronului la prelucrarea termică — schimbarea densităţii şi viscozităţii.* În: Brennstoff-Chemie, nr. 2, 1967, p. 37—40.

[9] Van Wazer, J. R. ş.a. *Viscosity and Flow Measurement.* Londra, Interscience Publisher M.Y., 1963.

[10] Frank, H. G. şi Wegener, O. *Contribuţie privind viscozitatea smoalelor de huilă.* În: Brennstoff-Chemie, nr. 13—14, vol. 39, 1958, p. 195—207.

RECENZIE

Manual GMELIN-DURRER de chimie anorganică — Metalurgia fierului (*GMELIN — Handbuch der Anorganischen Chemie — Metallurgie des Eisens*) Vol. 5 şi 6 — Teoria elaborării oţelului (Theorie der Stahlerzeugung — Bd. 5 u.6)

Publicat de Institutul Gmelin pentru Chimie Anorganică din cadrul Societăţii Max-Planck pentru Promovarea Ştiinţei. Editura Springer, Berlin — Heidelberg — New York, 1978.

Lucrarea „Metalurgia oţelului" reprezintă volumele 5 şi 6 din manualul Gmelin-Durrer de chimie anorganică, constituind o enciclopedie a teoriei elaborării oţelului.

Toate lucrările privind elaborarea oţelului, care au fost publicate, sînt citate în volumele care, practic, concentrează în 499 pagini şi 367 pagini figuri (vol. 5, *a* şi *b*) şi 390 pagini, respectiv 241 pagini figuri (vol. 6, *a* şi *b*) suma cunoştinţelor privind elaborarea oţelului, dobîndite de la Bessemer şi pînă în anul 1977.

În volumele publicate pînă în prezent sînt tratate bazele generale fizico-chimice ale proceselor metalurgice, inclusiv tratamentul termic preliminar al minereurilor de fier (vol. 1); bazele reducerii minereurilor şi procedeele tehnice de reducere a minereurilor de fier în afara furnalului (vol. 2) şi elaborarea fontei în furnal (vol. 3 şi 4). Volumele 5 şi 6 sînt dedicate teoriei elaborării oţelului.

Volumul 5 tratează metodele de elaborare a oţelului şi analizează constituţia băilor de oţel şi zgură. Procesele care au loc la afinarea şi tratamentul oţelului sînt descrise din punct de vedere fizic şi termodinamic.

Principalele capitole ale volumului 5 sînt:

— Noţiunea de oţel şi posibilităţile de obţinere a oţelului
— Bazele generale teoretice
— Modelul procesului de afinare
— Bazele fizice şi termodinamice ale elaborării
— Constituenţii oţelului lichid
— Aplicarea principiilor fizice şi termodinamice la descrierea proceselor de afinare a oţelului
— Reacţii şi echilibre în procesul de afinare
— Desulfurarea
— Dezoxidarea
— Tratamentul sub vid

În volumul 6 sînt tratate bazele cinetice ale elaborării oţelului, formarea şi comportarea fazelor nemetalice în baie şi bazele solidificării oţelului.

Capitolele volumului 6 sînt:

— Bazele cinetice ale procesului de elaborare
— Formarea şi comportarea incluziunilor nemetalice
— Formarea germenilor
— Produse de dezoxidare
— Produse gazoase
— Sulfurile
— Bazele solidificării oţelului

Lucrarea se adresează în egală măsură inginerilor din exploatare, cercetătorilor şi studenţilor din institutele de specialitate, utilitatea ei constînd în primul rînd în volumul imens de informaţii, deosebit de necesare celui ce doreşte să afle nivelul actual al cunoştinţelor în domeniul respectiv.

Înalta ţinută ştiinţifică a lucrării oferă siguranţa unei informări competente şi complete.

Ing. *A. Pedimonte*

Mat. Victoria Ciucu şi mat. I. Ciucu
C.C.P.T.Al.—Slatina

Model matematic privind optimizarea densităţii unui amestec granular, cu aplicaţie la fabricarea blocurilor catodice

CZ : 666.966.001.2

Pornind de la faptul că spectrul granulometric al reţetei produselor cărbunoase se reflectă pregnant asupra proprietăţilor fizico-chimice finale ale acestora, în această lucrare s-au elaborat două modele de densificare optimă a amestecului granular.

Primul model este prezentat teoretic şi are aplicabilitate în stabilirea spectrului granulometric la o gamă mare de produse cărbunoase.

Cel de-al doilea model se referă la blocurile catodice şi are drept scop stabilirea spectrului granulometric pentru aceste produse, în condiţia ca volumul de pori accesibili să tindă la zero, ceea ce se concretizează prin optimizarea densităţii aparente.

Se consideră un cub de volum dat V, care trebuie umplut cu granule de diferite dimensiuni. Pentru redarea matematică a acestei probleme se face presupunerea că granulele au formă sferică, iar diametrul lor corespunde diametrului ochiului sitei granulometrice respective.

Se pune problema compactării volumului considerat V, cu o gamă dată de tipodimensiuni de granule şi, implicit, a stabilirii proporţiilor din fiecare tip de granule, ţinînd seamă de limitele impuse de tehnologia de fabricaţie a produsului respectiv şi de obiectivele urmărite privind calitatea finală a acestuia.

Fie n tipodimensiuni de site granulometrice şi prin urmare o gamă g_i, $i = \overline{1, n}$ tipuri de granule de volume, respectiv V_i, $i = \overline{1, n}$.

Variabilele problemei se notează cu $X_i, i = \overline{1, n}$ şi semnifică numărul de granule corespunzător fiecărei site granulometrice. De asemenea se notează cu M_i numărul maxim de granule de tipul g_i şi de volum V_i ce compactează volumul V dat iniţial. Între volumele V_i se consideră o relaţie de ordine, astfel încît :

$$V_1 < V_2 < \ldots < V_n$$

şi în spectrul granulometric respectiv domeniul finului se ia între limitele V_1 şi V_j unde $1 < j < n$, fixat.

Aceste limite se precizează conform unor prescripţii stabilite prin tehnologie.

Funcţia obiectiv o constituie densificarea maximă a volumului considerat iniţial şi deci forma acesteia este următoarea :

$$max \left(\sum_{i=1}^{n} V_i X_i \right)$$

Restricţiile problemei sînt următoarele :

$$1.\ \sum_{i=1}^{n} V_i X_i \leqslant V$$

$$2.\ 0 < X_i < \frac{1}{2} M_i$$

$$3.\ X_1 > X_2 > \ldots > X_n$$

$$4.\ 2 \sum_{i=1}^{j} X_i V_i \leqslant \sum_{i=j+1}^{n} X_i V_i$$

$$5.\ \sum_{i=j+1}^{n} X_i V_i \leqslant 3 \sum_{i=1}^{j} X_i V_i$$

Restricţiile $\overline{1, 3}$ au o semnificaţie evidentă şi decurg din consideraţii matematice corelate cu condiţiile la care este supusă reţeta de fabricaţie a produsului cărbunos respectiv.

Interpretarea matematică a restricţiilor *4* şi *5* este aceea că volumul ocupat de fracţiile granulometrice fine nu trebuie să depăşească o treime din volumul iniţial V, dar nici nu poate fi mai mic decît o pătrime din volumul dat.

Aceste ultime două restricţii au din punct de vedere practic următoarea explicaţie : fracţia fină este un produs ce apare de la măcinare şi deci trebuie valorificată. Aportul acestei fracţii la constituirea produsului final este important întrucît asigură o bună compactare a acestuia, iar restricţiile aplicate urmăresc neafectarea caracteristicilor finale ale produsului.

Soluţia optimă obţinută prin programarea liniară propusă prin acest model exprimă aportul fiecărei fracţii granulometrice la obţinerea unui produs cărbunos dens.

Considerînd X_i, $i = \overline{1, n}$ soluţia optimă a problemei, fiecare granulă de tipul g_i va participa la constituirea produsului în proporţie de $X_i \cdot V_i / M_i$.

Modelul propus nu ţine seamă de consideraţii pur geometrice privind modul de aranjare a granulelor şi volumul interspaţiilor create între granule, dar prin restricţiile aplicate modelului, de exemplu cu privire la participarea finului prin care se asigură compactarea interspaţiilor dintre granulele mari şi prin operaţia de malaxare şi deci de omogenizare a fracţiilor, această limită a modelului este mult diminuată.

Aplicabilitatea modelului se poate extinde la orice tip de produs a cărui fabricaţie se bazează

pe fracţii granulometrice şi pentru orice tip de reţetă, deoarece se pot substitui diferitele fracţii granulometrice în funcţie de materiile prime prevăzute în reţeta respectivă.

La fabricarea produselor cărbunoase elementul de liere între fracţiile granulometrice este smoala şi, în plus, se adaugă ulei în scopul unei bune omogenizări a materialului cărbunos.

Proporţiile stabilite pentru aceste ultime două componente trebuie să fie corelate cu proporţiile fracţiilor granulometrice, stabilite prin reţeta care vizează în final obţinerea unor caracteristici fizico-chimice corespunzătoare ale produsului finit.

Una din caracteristicile importante ale produselor cărbunoase este densitatea aparentă.

Modelul matematic, care se prezintă în continuare, vizează optimizarea densităţii aparente a blocurilor catodice crude prin reglarea corespunzătoare a fracţiilor granulometrice şi, în plus, a smoalei şi uleiului ce intră în componenţa reţetei de fabricaţie.

În alcătuirea reţetei de fabricaţie a blocurilor catodice intră următoarele materii prime: antracit, electrografit, deşeuri crude, smoală şi ulei. Primele trei componente intră în structura produsului sub formă de fracţii granulometrice. Exprimarea cantitativă a acestor fracţii se face procentual. Astfel se va nota cu X_{ij} aportul procentual al fracţiei granulometrice j din materia primă i.

Pentru explicarea completă a notaţiilor folosite se prezintă tabelul 1, în care mai intervin în plus două simboluri: „0" care desemnează diametrul ochiului sitei granulometrice pe care rămîne, prin operaţia de cernere, fracţia granulometrică desemnată prin simbolul „1".

Funcţia obiectiv exprimă minimizarea volumului de pori accesibili, considerat ca diferenţa dintre volumul unei mostre dintr-un bloc catodic crud fabricat după reţeta propusă şi volumul teoretic al fracţiilor granulometrice ce compun mostra respectivă.

Minimizarea volumului de pori este echivalentă cu maximizarea densităţii aparente a blocului catodic respectiv.

Notaţii:

V_{bc} este volumul mostrei din blocul catodic crud, obţinut după reţeta prescrisă iniţial;

V_t — volumul teoretic al fracţiilor granulometrice şi, în plus, al proporţiei de smoală şi ulei ce compun mostra respectivă;

V_p — volumul de pori de tip interspaţiu;

d_i — densitatea aparentă a materiei prime i;

d — densitatea aparentă a mostrei.

Conform notaţiilor făcute rezultă relaţiile:

$$V_{bc} = d_1 \sum_{i=1}^{14} X_{1i} + d_2 \sum_{i=1}^{6} X_{2i} + d_3 \sum_{i=1}^{4} X_{3i} + d_4 X_{41} + d_5 X_{51} \quad (1)$$

$$V_t = d \left(\sum_{i=1}^{14} X_{1i} + \sum_{i=1}^{6} X_{2i} + \sum_{i=1}^{4} X_{3i} + X_{41} + X_{51} \right) \quad (2)$$

$$V_p = V_{bc} - V_t \quad (3)$$

Pe baza relaţiilor (1) şi (2) rezultă din relaţia (3) următoarea exprimare a volumului de pori V_p:

$$V_p = (d_1 - d) \sum_{i=1}^{14} X_{1i} + (d_2 - d) \sum_{i=1}^{6} X_{2i} + (d_3 - d) \sum_{i=1}^{6} X_{3i} + (d_4 - d) X_{41} + (d_5 - d) X_{51}$$

Tabelul 1

Materie primă	Simbol	0 — diametrul ochiului sitei, mm 1 — variabilele X_{ij}, $i = \overline{1,4}$, $j = \overline{1,14}$, %							
	0	12,7	10	8	6,5	3,4	1,7	0,8	0,5
Antracit	1	X_{11}	X_{12}	X_{13}	X_{14}	X_{15}	X_{16}	X_{17}	X_{18}
	0	0,2	0,1	0,071	0,05	0,025	− 0,025		
	1	X_{19}	X_{110}	X_{111}	X_{112}	X_{113}	X_{114}		
Electro-grafit	0	0,2	0,1	0,071	0,05	0,025	− 0,025		
	1	X_{21}	X_{22}	X_{23}	X_{24}	X_{25}	X_{26}		
Deşeuri	0	12,7	6,5	3,4	−3,4				
	1	X_{31}	X_{32}	X_{33}	X_{34}				
Smoală	1	X_{41}							
Ulei	1	X_{51}							

Funcţia obiectiv este deci următoarea :

$$min\ (V_p)$$

Restricţiile problemei sînt :

$$1.\ \sum_{i=1}^{14} X_{1i} + \sum_{i=1}^{6} X_{2i} + \sum_{i=1}^{4} X_{3i} + X_{41} + X_{51} = 100$$

$$2.\ \alpha_1 \leqslant \sum_{i=1}^{14} X_{1i} \leqslant \alpha_2$$

$$3.\ \alpha_3 \leqslant \sum_{i=1}^{6} X_{2i} < \alpha_4$$

$$4.\ \alpha_5 \leqslant \sum_{i=1}^{4} X_{3i} < \alpha_6$$

$$5.\ \alpha_7 \leqslant X_{41} \leqslant \alpha_8$$

$$6.\ \alpha_9 \leqslant X_{51} \leqslant \alpha_{10}$$

$$7.\ 0 < X_{1i} \leqslant 50\ ;\quad i = \overline{1,14}$$

$$8.\ 0 < X_{2i} \leqslant 50\ ;\quad i = \overline{1,6}$$

$$9.\ 0 < X_{3i} \leqslant 50\ ;\quad i = \overline{1,4}$$

Limitele α_i, $i = \overline{1,10}$ se fixează în funcţie de reţeta propusă. Prin algoritmul simplex se rezolvă această problemă cu ajutorul programului Opaline, aflat în biblioteca calculatorului Felix C 256.

Soluţiile rezultate pentru variabile : $\overline{X_{1i}}$; $i = \overline{1,14}$, $\overline{X_{2i}}$; $i = \overline{1,6}$, $\overline{X_{3i}}$; $i = \overline{1,4}$, $\overline{X_{41}}$ şi $\overline{X_{51}}$ minimizează funcţia obiectiv şi rezultă aşadar un spectru granulometric care densifică produsul cărbunos respectiv. Cu ajutorul acestor soluţii se trasează curba granulometrică care reprezintă variaţia refuzului cumulat pe site a fracţiilor granulometrice. Această curbă se raportează la curba granulometrică trasată pe baza reţetei etalon, folosită curent în producţie în scopul punerii în evidenţă a abaterilor dintre cele două curbe şi rectificării curbei etalon. În plus faţă de reţeta granulometrică rezultată din program soluţia cuprinde şi aportul de smoală şi ulei care participă la densificarea şi lierea continuă a granulelor. Limitele impuse prin restricţii asupra variabilelor X_{41} şi X_{51} asigură necesarul pentru liere, iar soluţia rezultată pentru aceste variabile impune valoarea optimă a acestora în varianta granulometrică rezultată.

Valoarea minimă a volumului de pori rezultată din programarea liniară este condiţionată de limitele restricţiilor impuse de reţeta iniţială. Dacă această valoare nu tinde către zero, atunci se impune corectarea reţetei în ceea ce priveşte limitele între care trebuie să varieze smoala.

Rezultă deci că modelele matematice propuse în această lucrare au drept scop utilizarea metodelor matematice moderne în modelarea procesului de compactare a amestecurilor granulare în general şi în particular la fabricarea blocurilor catodice cu densitate aparentă maximă.

Soluţiile rezultate prin programarea liniară au o importanţă practică mare, întrucît acestea exprimă componenţa granulometrică a reţetei de fabricare a unui produs cărbunos, corelată cu procentul de smoală şi ulei, astfel încît să se realizeze funcţia obiectiv urmărită. Această funcţie obiectiv poate fi una dintre caracteristicile fizico-chimice ale produsului cărbunos, a cărei valoare trebuie să atingă valoarea prevăzută prin STAS-ul corespunzător acestui produs. Aplicarea în practica industrială a rezultatelor trebuie să se realizeze în concordanţă cu experimentările de laborator privind caracteristicile ce se obţin pentru o variantă de reţetă propusă prin modelarea matematică respectivă.

Cel de-al IV-lea Colocviu internaţional de abraziune

Colocviul, care va avea loc la Grenoble, în zilele de 9, 10, 11 mai 1979, va fi organizat de „Société de l'Industrie Minérale", de „Syndicat des Industries N.T.P.S." şi de „Chambre Syndicale des Aciers Fins et Spéciaux". Colocviul prezent este o urmare a colocviilor ţinute în luna aprilie 1969 şi aprilie 1972 (Paris) şi a celui din mai 1975 (Marsilia).

Colocviul va trata următoarele subiecte :

— procesele fizice ale uzurii abrazive ;
— materialele rezistente la uzură ;
— uzura abrazivă în industria minereurilor (industria minieră, cariere de piatră, industria cimentului şi materialelor ceramice), precum şi în industria siderurgică şi a construcţiilor ;
— abraziunea la temperaturi înalte şi în medii corosive ;
— încărcarea prin sudare cu metal dur.

Colocviul va fi ţinut în limba franceză şi engleză (traducere simultană).

Studiul posibilităţii aplicării tratamentului termomecanic la oţelul slab aliat cu mangan şi microaliat cu vanadiu

Dr. ing. C. Catrinoiu
Combinatul siderurgic — Hunedoara

CZ : 669.15-194.2 : 621.785

Necesitatea măririi valorii caracteristicilor de rezistenţă ale oţelurilor destinate construcţiilor industriale a impus căutarea de metode tehnologice pentru realizarea acestui deziderat, în scopul realizării de economii de metal în construcţii. Prin realizarea unor oţeluri cu limită de curgere mai ridicată, se deschid perspectivele, în proiectare, de îmbunătăţire a soluţiilor constructive cu elemente de construcţie mai suple.

Valorile caracteristicilor de rezistenţă la tracţiune pot fi mărite prin aliere şi microaliere, dar această cale este limitată la obţinerea unor valori nu atît de ridicate pentru oţelurile de construcţii, care trebuie să fie şi sudabile.

Prin tratament termomecanic se pot obţine caracteristici de rezistenţă mult mai mari chiar la oţeluri nealiate, fixîndu-se starea structurală deosebită care apare în procesul deformării plastice la cald şi al răcirii [1], [2]. Caracteristicile mecanice ale oţelului tratat termomecanic sînt cu 25—30% mai ridicate decît în cazul tratamentelor termice obişnuite de călire şi revenire, aceasta fiind o combinaţie între operaţiile de deformare plastică şi călire.

În figura 1 sînt prezentate schematic variantele de tratament termomecanic.

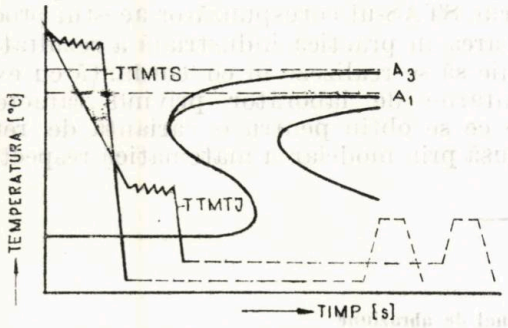


Fig. 1. Variante de tratament termomecanic

Cele două tipuri de tratament termomecanic ce se cunosc în practica industrială sînt următoarele :

— Tratamentul termomecanic la temperaturi superioare (*TTMTS*), atunci cînd operaţia de deformare plastică se execută la $T > T_{recrist.}$, peste Ac_3.

— Tratamentul termomecanic la temperaturi inferioare (*TTMTI*), atunci cînd se execută deformarea plastică la $T < T_{recrist.}$, însă deasupra lui M_s.

Scopul principal al deformării plastice în cazul tratamentului termomecanic constă în crearea unei structuri austenitice cu grăunţi fini. Din această cauză ecruisarea austenitei se realizează la temperaturi la care aceasta este stabilă, respectiv puţin peste Ac_3.

În cazul oţelurilor carbon şi slab aliate, intervalul de timp al stabilităţii austenitei este de ordinul secundelor, iar descompunerea accelerată a acesteia începe chiar în timpul efectuării tratamentului. Creşterea gradului de deformare conduce la mărirea caracteristicilor mecanice în special pentru oţelurile călibile. La *TTMTS* cu un grad mare de reducere se deformează mult marginile grăunţilor de austenită, căpătînd o formă zimţată. Cu creşterea gradului de deformare creşte şi densitatea dislocaţiilor, aceasta conducînd la realizarea unor caracteristici mai bune. Datorită deformării deasupra lui Ac_3 la *TTMTS*, marea mobilitate a atomilor duce la formarea substructurii, chiar şi la grade mici de deformare.

Tratamentul termomecanic, în afara faptului că duce la creşterea caracteristicilor de rezistenţă (R_c sau R_{02} şi R_m), măreşte caracteristicile de plasticitate şi de tenacitate (A_5, Z, K_v şi KCU), conducînd şi la creşterea importantă a rezistenţei la oboseală.

Testările la tratamentul termomecanic al oţelului slab aliat cu mangan şi microaliat cu vanadiu, care face obiectul prezentei lucrări, s-au efectuat pe sîrmă de Ø 13,5 mm şi Ø 8 mm, realizată prin laminare la cald la linia continuă de sîrmă din Combinatul siderurgic — Hunedoara, relaminată în regim controlat pe microlaminorul Institutului de subingineri — Hunedoara.

Verificările de laborator pe epruvete din oţelul tratat termomecanic s-au executat la Institutul politehnic — Bucureşti şi laboratoarele Combinatului siderurgic — Hunedoara.

Cercetările au fost efectuate în două variante şi anume :

— Din Ø 13,5 mm laminat la cald s-a relaminat pe microlaminor, în oţel lat, cu grade de reducere între 24,2 şi 34,5%, la temperaturile de 900, 850, 810, 750, 710, 650 şi 600°C.

— Din Ø 8 mm laminat la cald s-a relaminat în oţel lat, cu grade de reducere între 14 şi 28%, la temperaturile de 750, 720, 690, 660, 630, 600, 570, 540, 510 şi 480°C.

Laminarea pe microlaminor s-a executat dintr-o singură trecere, iar încălzirea barelor lungi de 240 mm a fost efectuată într-un cuptor cu bare de silită amplasat în faţa cajei. Temperatura de încălzire a barelor în cuptor s-a măsurat cu aparatura termotehnică a cuptorului (termocuplu şi galvanometru), iar cea de sfîrşit al laminării s-a măsurat cu o sondă pirometrică tip Termalert, amplasată pe cadrul cajei, cu care se viza laminatul la ieşirea din calibru (fig. 2).

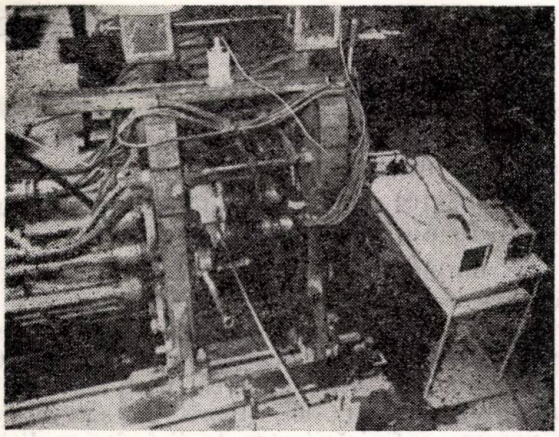


Fig. 2. Sondă pirometrică tip Termalert

Laminarea din Ø 13,5 mm. Parametrii principali statistici ai caracteristicilor de rezistenţă pentru oţelul în stare laminată sînt prezentaţi în tabelul 1.

Din laminatul finit realizat la diferite temperaturi şi rezultat la diferite grosimi, după răcirea în aer liber s-au luat probe pentru încercarea la încovoiere prin şoc, încercarea de tracţiune (338 epruvete) şi verificarea metalografică.

S-au executat prelucrări statistico-matematice pe grupe dimensionale cu grade de reducere apropiate (interval de max. 2,5%), de asemenea au fost efectuate corelări ale caracteristicilor de rezistenţă la tracţiune în funcţie de temperatura de laminare.

Ecuaţiile de regresie rezultate în urma prelucrărilor statistico-matematice pe grupe de reducere sînt următoarele :

A — Grad de reducere — 24,2—25,9%

$R_c = 69{,}49 - 0{,}01338 \cdot t$ — (1)
$R_m = 81{,}16 - 0{,}00927 \cdot t$ — (2)
$A_5 = 22{,}68 + 0{,}00457 \cdot t$ — (3)

B — Grad de reducere — 26,5—28,5%

$R_c = 67{,}75 - 0{,}0117 \cdot t$ — (4)
$R_m = 78{,}16 - 0{,}00545 \cdot t$ — (5)
$A_5 = 25{,}46 + 0{,}002 \cdot t$ — (6)

C — Grad de reducere — 27,8—29,4%

$R_c = 66{,}61 - 0{,}0126 \cdot t$ — (7)
$R_m = 74{,}48 - 0{,}00398 \cdot t$ — (8)
$A_5 = 33{,}6 + 0{,}0056 \cdot t$ — (9)

D — Grad de reducere — 30,0—32,2%

$R_c = 83{,}64 - 0{,}0347 \cdot t$ — (10)
$R_m = 89{,}88 - 0{,}0238 \cdot t$ — (11)
$A_5 = 24{,}10 + 0{,}0087 \cdot t$ — (12)

În figurile 3, *a-c* sînt reprezentate grafic ecuaţiile de regresie pentru gradul de reducere 26,5—28,5%.

Tabelul 1

Dimensiunea, mm	Caracteristica, daN/mm² şi % pt. A_5	Valorile parametrilor statistici ai caracteristicii								
		$\overline{X}$	X_c	M	Mo	S^2	W	C_v	R_g	S
13,5	R_c	53,0	53,4	53,9	54,5	5,3	8	4,34	48,40	2,3
	R_m	69,5	69,3	69,1	69,6	4,4	9	3,02	65,3	2,1
	A_5	24,6	24,1	24,5	24,2	3,6	5	7,75	20,8	1,9

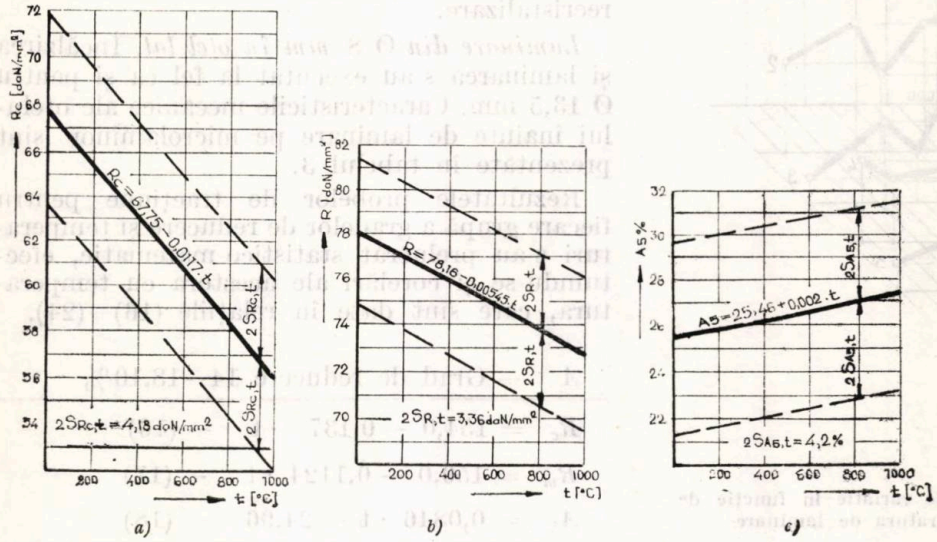


Fig. 3, *a, b, c.* Reprezentarea grafică a ecuaţiilor de regresie pentru gradul de reducere 26,5—28,5%

Pentru a determina mai corect relaţia matematică între caracteristicile mecanice de rezistenţă, gradul de reducere şi temperatura de laminare, s-au efectuat pe calculator ecuaţiile de corelaţie multiplă, redate prin relaţiile (13)—(15).

$$R_c = 80{,}24 - 0{,}3599 \cdot GR - 0{,}01558 \cdot t \quad (13)$$

$$R_m = 91{,}33 - 0{,}450 \cdot GR - 0{,}0075 \cdot t \quad (14)$$

$$A_5 = 7{,}15 + 0{,}793 \cdot GR - 0{,}0017 \cdot t \quad (15)$$

Cu ajutorul valorilor medii ($\bar{X}$) ale caracteristicilor R_c şi R_m s-au întocmit diagrame spaţiale de variaţie în funcţie de gradul de reducere şi temperatura de laminare (fig. 4, *a* şi *b*), din care se poate vedea mult mai bine cum trebuie acţionat pentru mărirea caracteristicilor de rezistenţă.

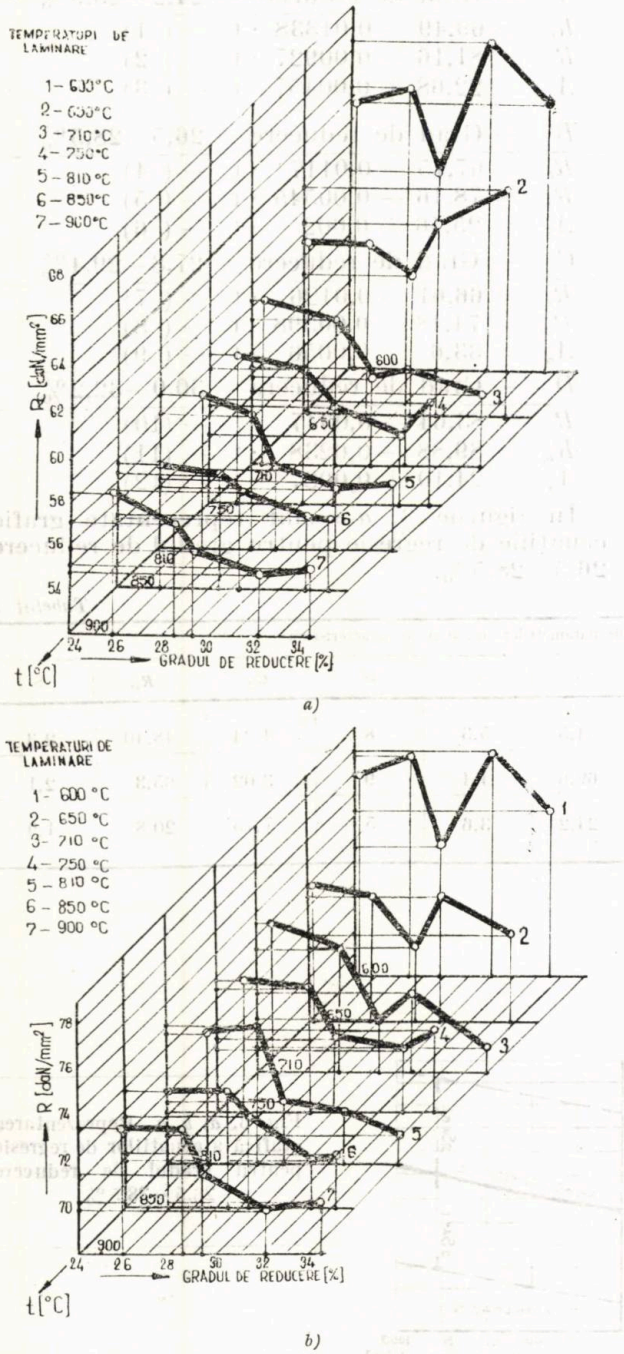


Fig. 4, *a*, *b* Diagrame spaţiale de variaţie în funcţie de gradul de reducere şi temperatura de laminare

Energia de rupere a fost verificată pe epruvete provenind din loturile cu următoarele grade de reducere:

Lot nr. *1* — Grad de reducere — 26,5—28,5%

Lot nr. *2* — Grad de reducere — 27,8—29,4%

Lot nr. *3* — Grad de reducere — 30,0—32,2%

Determinările s-au efectuat pe epruvete cu crestătura în V de dimensiunea 55 × 10 × × 5 mm, utilizîndu-se energia potenţială a ciocanului de 15 daJ.

În tabelul 2 sînt prezentate valorile energiei de rupere obţinute pentru lotul nr. *3*

Din datele prezentate în tabelul 2 rezultă că energia de rupere la şoc înregistrează o creştere cu creşterea gradului de reducere, pentru toate temperaturile cuprinse între +20°C şi —60°C, iar prin scăderea temperaturii de laminare, energia de rupere la şoc creşte, ca urmare a finisării structurii ferito-perlitice.

În microfotografia din figura 5, *a* este redat oţelul laminat la 900°C cu 30—32,2% grad de reducere, iar în microfotografia din figura 5, *b*, oţelul laminat la 600°C. Mărimea de grăunte real la oţelul din microfotografia 5, *a* este de punctaj 7—9, iar la cel din figura 5, *b* este de punctaj 10.

În figura 5, *a*, raportul perlită/ferită este de 50/50, iar în figura 5, *b*, de 60/40.

Structura din microfotografia prezentată în figura 5, *a* este ferito-perlitică cu grăunţii aproximativ echiacşi şi provine dintr-o austenită recristalizată în totalitate după deformare plastică; în figura 5, *b* se vede bine structura ferito-perlitică deformată, ceea ce atestă că deformarea s-a executat sub temperatura de recristalizare.

Laminare din Ø 8 mm în oţel lat. Încălzirea şi laminarea s-au executat la fel ca şi pentru Ø 13,5 mm. Caracteristicile mecanice ale oţelului înainte de laminare pe microlaminor sînt prezentate în tabelul 3.

Rezultatele probelor de tracţiune pentru fiecare grupă a gradelor de reducere şi temperaturi s-au prelucrat statistico-matematic, efectuîndu-se şi corelări ale acestora cu temperatura, care sînt date în relaţiile (16)—(24).

A — Grad de reducere 14—18,10%

$$R_c = 154{,}0 - 0{,}137 \cdot t \quad (16)$$

$$R_m = 150{,}0 - 0{,}1124 \cdot t \quad (17)$$

$$A_5 = 0{,}0846 \cdot t - 24{,}96 \quad (18)$$

Tabelul 2

Gradul de reducere, %	Temperatura de laminare, °C	Energia de rupere la diferite temperaturi, daJ/cm²							
		20°C	0°C	−10°C	−20°C	−30°C	−40°C	−50°C	−60°C
30,0—32,2	900	7,50	4,75	4,75	4,00	3,76	4,00	5,50	2,50
	850	9,25	5,25	4,50	4,50	3,76	5,00	3,50	2,50
	810	12,50	5,75	4,75	4,75	4,50	4,00	3,76	3,76
	750	9,25	5,75	6,25	6,25	5,50	3,25	3,00	2,20
	710	12,00	8,25	5,75	6,00	6,50	4,00	5,00	3,26
	650	11,50	12,50	10,00	10,00	8,25	6,50	8,25	3,26
	600	9,25	9,50	10,30	6,50	9,25	5,75	5,60	3,20

Tabelul 3

Caracteristica	Valorile parametrilor statistici ai caracteristicii								
	$\bar{X}$	X_c	M	Mo	S^2	S	W	Cv	Rp
R_c	57,60	57,40	57,50	57,30	1,54	1,24	6,00	2,14	55,12
R_m	73,00	74,00	73,70	73,09	5,38	2,32	9,00	3,14	69,36
A_5	26,28	26,25	26,30	26,35	1,93	1,39	5,00	5,00	23,50

Tabelul 4

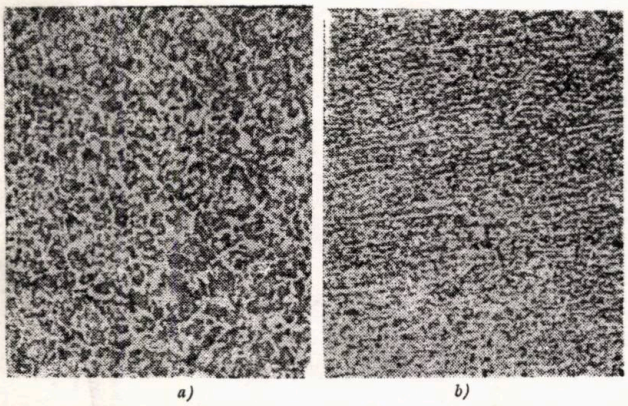
Temperatura de aminare, °C	Gradul de reducere, %	Caracteristica	Parametri statistici ai caracteristicii							
			$\bar{X}$	M	Mo	X_c	S^2	S	W	Cv	Rp
750	20	R_c	63,90	64,00	64,20	63,95	0,61	0,78	3,0	1,21	62,34
		R_m	74,18	74,05	73,79	74,30	0,39	0,65	2,0	0,88	73,88
		A_5	36,26	36,35	36,53	36,75	2,34	1,53	6,0	4,23	33,20
480	28	R_c	97,56	97,70	97,98	97,64	0,53	0,73	3,0	0,75	96,10
		R_m	100,98	101,5	102,4	100,6	1,12	1,06	3,0	1,05	98,86
		A_5	18,31	18,75	18,33	18,75	1,84	1,36	5,0	7,47	15,49

B — Grad de reducere 16,80—23,10%

$$R_c = 156{,}0 - 0{,}138 \cdot t \quad -(19)$$
$$R_m = 155{,}0 - 0{,}1195 \cdot t \quad -(20)$$
$$A_5 = 0{,}0784 \cdot t - 22{,}61 \quad -(21)$$

C — Grad de reducere 20,0—28%

$$R_c = 170{,}7 - 0{,}153 \cdot t \quad -(22)$$
$$R_m = 156{,}2 - 0{,}1183 \cdot t \quad -(23)$$
$$A_5 = 0{,}064 \cdot t - 11{,}92 \quad -(24)$$



a) *b)*

Fig. 5. Microstructura oţelului laminat: *a* — la 900°C; *b* — la 600°C

În tabelul 4 sînt prezentate o parte din determinările executate pe probe de tracţiune din epruvete late, laminate la diferite temperaturi.

La încercările de îndoire efectuate pînă la 180° nici o epruvetă nu a crăpat.

Din valorile caracteristicilor de rezistenţă obţinute, precum şi cele de rezilienţă rezultă următoarele concluzii:

— La oţelul slab aliat cu mangan şi microaliat cu vanadiu se poate aplica o laminare controlată ce este o îmbinare a laminării obişnuite cu *TTMTS* şi se obţin caracteristici de rezistenţă cu aproximativ 20% mai mari.

— Există posibilitatea construirii de laminoare cu mare viteză şi dimensionate suplimentar, pentru ca la acestea în trenul finisor să se execute *TTMTS*, asociat cu tratament final (răcire rapidă pînă la cca. 500°C).

Dimensionarea distanţei dintre trenul finisor şi trenul intermediar trebuie făcută de aşa manieră ca în acest spaţiu să se poată monta o instalaţie de răcire cu ajutorul căreia să se reducă temperatura laminatului de la ~ 1 050 la 900°C.

— Laminarea sub temperatura de recristalizare nu este rentabilă decît în cazul microproducției, pentru profile în cantități mici.

— Prin introducerea *TTMTS* la laminarea oțelului pentru construcții se deschide perspectiva utilizării chiar a oțelului necalmat la fabricația unor profile cu limită de curgere pînă la 50 daN/mm².

BIBLIOGRAFIE

[1] Sassu, N. *Tratamentul termomecanic al oțelului.* București, I.D.T., 1966, p. 22—79.

[2] Drăgan, N. *Condiții optime de tratament termomecanic al produselor laminate (arc, sîrmă, material tubular).* Studiu de sinteză. București, C.D.P.T.—M.I.M., 1967, p. 5—18.

[3] Fazan, E. *Influence des conditions de laminage sur les propriétés mecaniques des tubes fortes.* În: CIT, nr. 7, 1965, p. 1801—1806.

[4] Mercier, A. și Levêque, R. *Contribution à l'étude des aciers de construction à haute teneur en manganèse.* În: Revue de métallurgie, nr. 5, 1970, p. 413—425

DOCUMENTARE

Noi uzine de aluminiu

Firma vest-germană Klöckner-Humboldt Deutz Industrienalagen AG a obținut de la societatea Dubai Aluminiu Co. Ltd. o comandă în valoare de 200 mil. DM pentru construirea în Dubai a unei fabrici de anozi, care va face parte din uzinele de aluminiu construite de British Smelters Construction Ltd., aparținînd Uniunii Emiratelor Arabe. Creditele pe termen lung pentru construirea fabricii de anozi de aluminiu vor fi acordate de Landsbank și Girozentrale din R.F.G.

Firma vest-germană Klöckner Industrieanlagenbau G.m.b.H. va construi în Indonezia, în insula Biutan, o mare uzină de oxid de aluminiu împreună cu infrastructura aparținînd acestui obiectiv. Valoarea totală a acestui proiect este estimată la circa 450 mil. dol. Capacitatea de producție a uzinei este prevăzută la 600 mii t anual, iar producția obținută va constitui materia primă pentru uzina de aluminiu ce va fi construită de japonezi în Indonezia (pînă în 1982).

(În: *Rudy i Metale Niezelazne, Polonia, nr. 12, 1978, p. 684—685*)

5 000 de locuințe încălzite cu căldura de la o oțelărie. Instalația pilot a firmei Krupp Hüttenwerke va intra în producție în anul 1980

Firma Fr. Krupp Hüttenwerke AG va livra de la uzina din Rheinhausen, începînd cu mijlocul anului 1980, căldură pentru orașul Duisburg. Căldura respectivă provine din gazele arse de la oțelăria LD. În scopul valorificării gazelor arse, care pînă în prezent se evacuau în atmosferă, la uzina din Rheinhausen se va monta o instalație de recuperare a energiei.

Această instalație pilot, prima de acest gen în Comunitatea Europeană, reprezintă gospodărirea combinată a gazelor, aburului și căldurii, astfel încît, în perioadele în care necesarul de căldură pentru încălzirea clădirilor este mai mic, energia se va utiliza în scopuri industriale. Gazele arse de la elaborarea oțelului în oțelăriile LD sînt bogate în oxid de carbon și au o putere calorică între 5 000 și 8 000 kJ/m³.

Instalația de recuperare a energiei este executată pentru o putere de 58 MW. Cu ajutorul instalației de recuperare se vor putea încălzi circa 5 000 de locuințe și se vor diminua considerabil emisiunile de căldură, sulf și praf.

(În: *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 25, dec. 1978, p. 1371*)

Considerații teoretice asupra prafurilor pentru turnarea continuă a oțelului

Ing. Adriana Luca
C.C.P.F.P.R.A. — Brașov

CZ : 621.744.521.4

Dezvoltarea deosebită a turnării continue a oțelului se datorează avantajelor deosebite pe care le conferă această tehnologie de vîrf a metalurgiei, ca : obținerea unui oțel de calitate mai bună, evitarea pierderilor de oțel datorită retasurii, eliminarea unor faze tehnologice.

De altfel, din figura 1 se poate observa cum și pe plan mondial turnarea continuă are o dezvoltare impetuoasă [1].

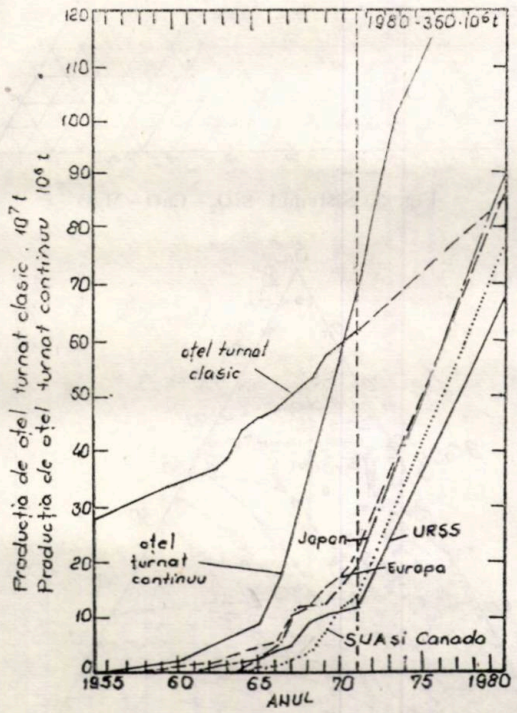


Fig. 1. Dinamica producției de oțel turnat clasic și continuu

Pentru turnarea continuă a acestor cantități de oțel sînt necesare și materiale refractare corespunzătoare, printre care un loc important îl ocupă și prafurile de turnare folosite la cristalizor.

În cazul turnării continue, prafurile de turnare au un rol complex, ele trebuind să asigure lubrifierea cristalizorului, absorbția incluziunilor aluminoase și nemetalice de la suprafața oțelului, protejarea împotriva oxidării a suprafeței oțelului, reducerea porozității metalului, izolarea termică.

Pentru a-și îndeplini funcțiile, praful de turnare continuă prezintă anumite proprietăți din punct de vedere al fuzibilității, viscozității, tensiunii superficiale și interfaciale, al capacității de absorbție a incluziunilor, proprietăți care sînt în mare măsură funcție de compoziția oxidică și mineralogică a prafului și respectiv a zgurei de praf de turnare, precum și alte proprietăți ca repartiția granulometrică, umiditatea fizică și chimică.

Deși comportarea reală a prafului de turnare reprezintă rezultanta acțiunii tuturor acestor proprietăți, este necesar ca ele să fie studiate fiecare în parte și apoi interferențele dintre ele.

Compoziția chimică și mineralogică

Din punct de vedere chimic, prafurile sau mai exact zgurele de praf de turnare continuă fac parte din domeniul zgurelor metalurgice, adică din sistemul $SiO_2 - CaO - Al_2O_3$.

În acest sistem s-a găsit ca domeniu optim pentru existența prafurilor de turnare continuă domeniul hașurat din figura 2.

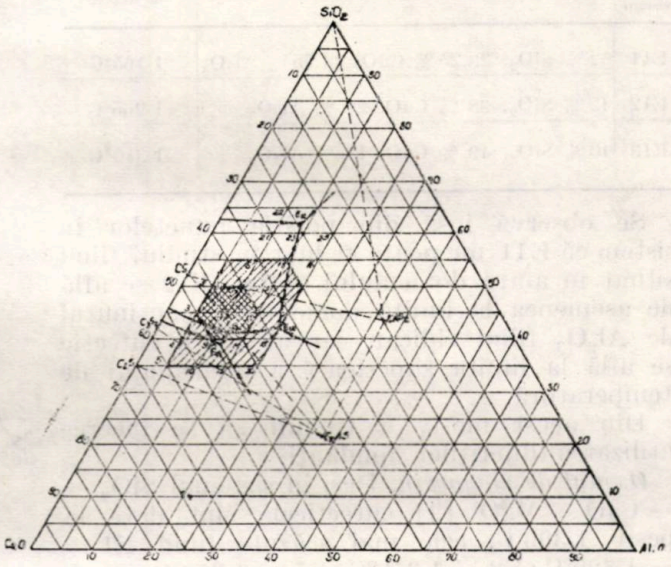


Fig. 2. Sistemul $SiO_2 - Al_2O_3 - CaO$

În afară de acești trei oxizi de bază, prafurile de turnare continuă mai conțin MgO, Na_2O, CaF_2, C, MnO, Fe_2O_3, B_2O_3 etc. Prezența acestor componenți modifică caracteristicile rezultate din sistemul $SiO_2 - Al_2O_3 - CaO$, ei influențînd fiecare în alt fel toate celelalte proprietăți ale zgurei.

Compoziția mineralogică a zgurei este funcție de oxizii de adaos și de temperatură, astfel încît compușii mineralogici vor fi prezentați acolo unde se prezintă influența oxizilor asupra fuzibilității.

Fuzibilitatea

Fuzibilitatea este proprietatea care permite unui praf de turnare să se topească la o anumită temperatură sau într-un domeniu de temperatură, astfel încît pe suprafața liberă a oțelului turnat să se formeze un strat lichid de zgură, asigurîndu-i acestuia o anumită fluiditate. Nu este suficientă însă găsirea unei temperaturi optime de topire, ci trebuie realizat și un interval optim de topire-solidificare, interval care este în funcție de mărimea suprafeței băii de oțel a cristalizorului și deci în funcție de viteza de turnare a oțelului.

S-au găsit, ca interval optim de topire a prafurilor pentru turnarea continuă a oțelului, temperaturile cuprinse între 1 100 și 1 300°C.

În sistemul $SiO_2 - Al_2O_3 - CaO$ se găsesc trei eutectice care au temperaturi de topire în acest interval [2].

Temperaturile lor de topire, precum și compoziția lor chimică sînt date în tabelul 1.

Tabelul 1

Punctul în sistem	Compoziția procentuală	Temperatura de topire
E11	62 % SiO_2, 23,25 % CaO, 14,75 % Al_2O_3	1 165°C
E12	42 % SiO_2, 38 % CaO, 20 % Al_2O_3	1 265°C
E13	40 % SiO_2, 49 % CaO, 11 % Al_2O_2	1 310°C

Se observă însă din poziția punctelor în sistem că E11 nu poate fi luat în studiu, fiind situat în afara domeniului optim, E12 se află de asemenea la limita domeniului, conținutul de Al_2O_3 fiind ridicat, iar al treilea eutectic se află la limita superioară a domeniului de temperatură.

Din acest motiv a trebuit să se încerce utilizarea diferiților fondanți.

Oxidul de magneziu. Deși în sistemul $SiO_2 - CaO - MgO$ [2] eutecticele sînt date la peste 1 300°C, cele mai scăzute fiind E1 = = 1 320°C ; E2 = 1 350°C ; E7 = 1 350°C și peritecticul G4 = 1 379°C, introducerea MgO în sistemul $SiO_2 - CaO - Al_2O_3$ duce la realizarea unor compuși cu temperaturi mai scăzute de topire (fig. 3).

Din sistemul cuaternar format $SiO_2 - Al_2O_3 - CaO - MgO$ se prezintă domeniul Al_2O_3 = 5 – 15%, corespunzător domeniului hașurat în sistemul $SiO_2 - Al_2O_3 - CaO$.

Astfel la secțiunea 5% Al_2O_3 [3] se observă că se formează $CaOSiO_2$, $3CaO-SiO_2$, melilite (serie izomorfă continuă între akermanit $2CaO2SiO_2MgO$ – gehlenit $2CaO-Al_2O_3SiO_2$) (fig. 4).

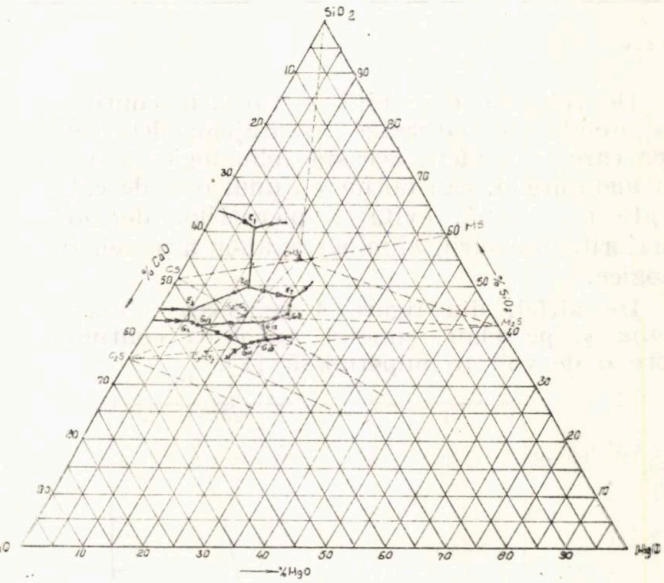


Fig. 3. Sistemul $SiO_2-CaO-MgO$

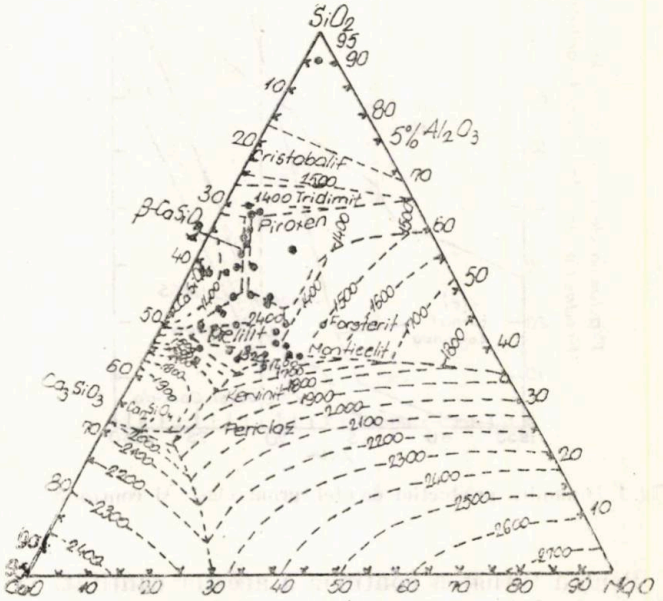


Fig. 4. Diagrama de echilibru a sistemului $SiO_2-CaO-MgO$ pentru 5% Al_2O_3

Acești compuși au însă temperaturi de topire : ridicate pseudo-wolastonitul $CaO.SiO_2$ are T_t = = 1 436°C, melilitele alcătuiesc un sistem binar cu izomorfie continuă, cu un punct minim la 1 380°C.

La secțiunea 10% Al_2O_3 [3] cantitatea de melilite crește și apar piroxenii (soluții solide între clinoenstalit $MgO.SiO_2$, diopsid $CaO.MgO.2SiO_2$) (fig. 5).

La 15% Al_2O_3 [3] apare anortitul $CaO.Al_2O_3.2SiO_2$ care va coexista alături de piroxeni și melilite (fig. 6).

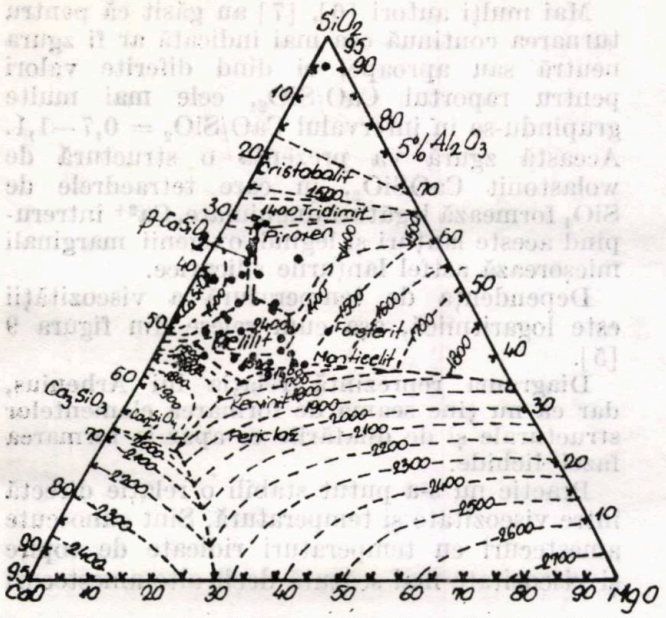


Fig. 5. Diagrama de echilibru a sistemului SiO_2—CaO—MgO pentru 10% Al_2O_3

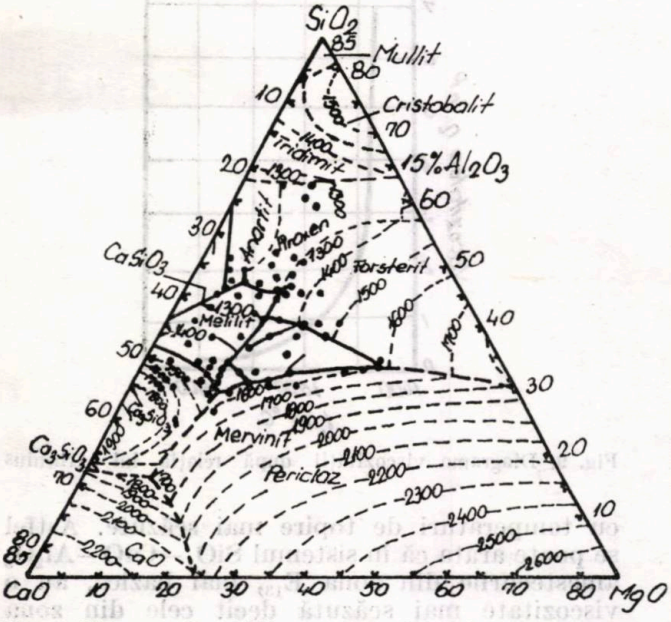


Fig. 6. Diagrama de echilibru a sistemului SiO_2—CaO—MgO pentru 15% Al_2O_3

În subsistemele care rezultă și anume: wolastonit $CaO.SiO_2$ — diopsid $CaO.MgO.SiO_2$ — anortit $CaO.Al_2O_3.2SiO_2$ apare eutecticul cuaternar $\gamma_1 = 1\,236°C$, eutecticul $e_1 = 1\,300°C$ între wolastonit și anortit și $e_2 = 1\,274°C$ între anortit și diopsid, iar în subsistemul forsterit $2MgO.SiO_2$ — anortit $CaO.Al_2O_3.2SiO_2$—SiO_2 apar $\gamma_2 = 1\,222°C$ și $G_1 = 1\,260°C$ [2].

Din toate acestea rezultă că efectul fondant al MgO nu este spectacular și se manifestă atunci cînd MgO se află în proporție de 4—8%, peste această valoare el ridicînd refractaritatea aluminatului de calciu.

Oxidul de natriu. Sistemul SiO_2—CaO—Na_2O prezintă eutectice și peritectice foarte scăzute și anume: $E_4 = 725°C$; $G_3 = 740°C$; $G_5 = 1\,035°C$; $G_6 = 1\,030°C$ cum reiese și din figura 7 [2].

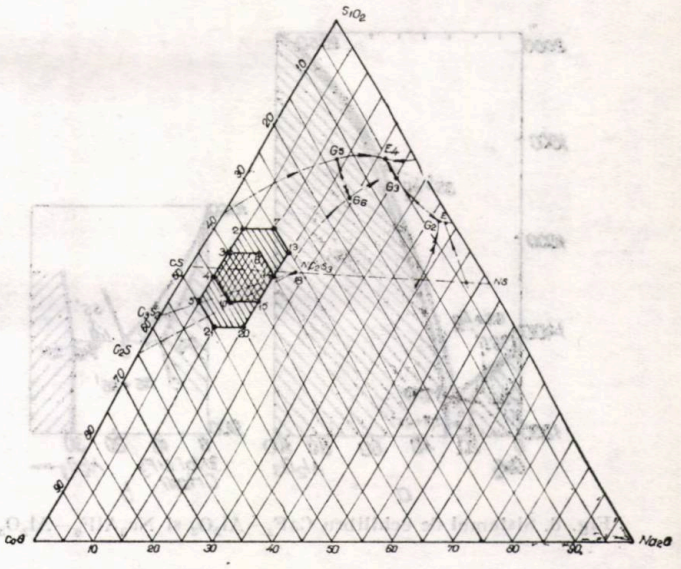


Fig. 7. Sistemul SiO_2—CaO—Na_2O

Introducerea fondantului Na_2O în sistemul cuaternar SiO_2—CaO—MgO—Al_2O_3 duce la deplasarea eutecticelor spre temperaturi mai scăzute. Astfel se formează sistemul albit — anortit — diopsid, care prezintă o curbă eutectică 1 085—1 270°C. Albitul are temperatura de topire 1 118°C și tot în acest domeniu se formează devitritul cu temperatura de topire 1 045°C [2].

Fluorul. Introducerea fluorului se realizează prin utilizarea fluorurii de calciu, CaF_2 sau a criolitului Na_3AlF_6. Eutecticul Al_2O_3—CaF_2 se află la 1 270°C, iar eutecticul Al_2O_3—Na_3AlF_6, la 940°C [2].

Acțiunea mai energic fondată a criolitului se datorează prezenței ionului de Na^+, care își manifestă și el capacitatea fondantă.

Asupra silicaților de calciu, CaF_2 are influențe diferite. Astfel, metasilicatului de calciu, CaF_2 îi scade temperatura de topire cu peste 400°C, în timp ce ortosilicatului, cu aproape 900°C.

Trioxidul de bor. Efectul acestui fondant oxid se datorează faptului că substituie SiO_2 în masele de silicați, structurile lor spațiale fiind similare (SiO_4) (BO_4).

Caracterul fondant provine din mai slaba legătură a borului față de oxigen decît a siliciului, datorită razelor lor ionice:

$$B^{3+} = 0{,}20\ A°, \text{ iar } Si^{4+} = 0{,}39\ A°$$

Substituirea SiO_2 cu B_2O_3 în sistemul SiO_2—Na_2O are ca efect coborîrea eutecticelor cu

aproximativ 200°C, iar sistemul $CaO-B_2O_3$ are eutecticele cu aproximativ 500°C mai coborîte decît sistemul SiO_2-CaO [2].

Oxizii de mangan şi fier prezintă efecte fondante de acelaşi ordin de mărime, ambii avînd cu SiO_2 eutectice sub 1 200°C [4].

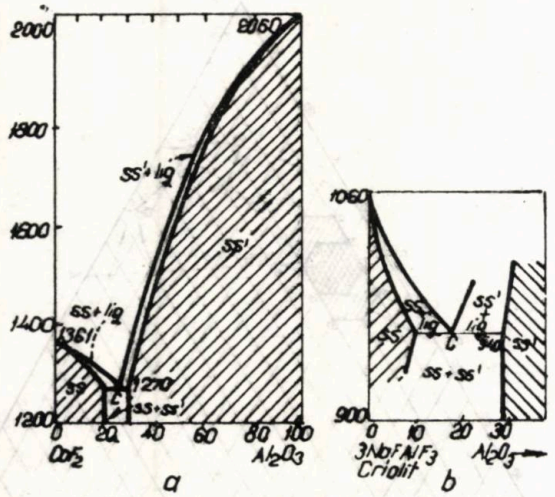


Fig. 8. Sistemul de echilibru $CaF_2-Al_2O_3$ şi $Na_3AlF_6-Al_2O_3$

Ei se deosebesc prin aceea că MnO se reduce mai greu decît FeO şi măreşte substanţial efectul fondant al oxizilor alcalini şi alcalino-pămîntoşi [2].

Carbonul. Prezenţa lui este deosebit de favorabilă datorită structurii spaţiale pe care o creează, asigurînd o acoperire mai bună a suprafeţei oţelului şi menţinerea materialului în strat afinat, în vederea realizării stratului izolator termic.

Totodată prezenţa carbonului duce la realizarea atmosferei reducătoare necesare în vederea protejării oţelului împotriva oxidării.

Viscozitatea

Conform definiţiei, viscozitatea reprezintă forţa ce acţionează pe unitatea de suprafaţă, astfel încît să menţină un gradient de viteză Dv/dt între două straturi din interiorul zgurei, iar după Arhenius viscozitatea este funcţie şi de temperatură, şi anume :

$$\log \eta = \frac{E}{KT} + B$$

unde $K = 1$, în cazul în care grupele structurale tetraedrice sînt libere.

Cu alte cuvinte, în topiturile de silicat viscozitatea va scădea cu cît anionii (grupele structurale) sînt mai puţin complexe, deci cu cît sînt mai mobili.

Din această cauză o zgură puternic acidă cu o structură $(SiO_4)^-$ nu poate fi utilizată la turnarea continuă a oţelului.

Mai mulţi autori [6], [7] au găsit că pentru turnarea continuă cea mai indicată ar fi zgura neutră sau aproape, ei dînd diferite valori pentru raportul CaO/SiO_2, cele mai multe grupîndu-se în intervalul $CaO/SiO_2 = 0{,}7-1{,}1$. Această zgură va prezenta o structură de wolastonit $CaOSiO_2$, în care tetraedrele de SiO_4 formează legături unghiulare, Ca^{2+} întrerupînd aceste lanţuri şi legînd oxigenii marginali micşorează astfel lanţurile silicatice.

Dependenţa de temperatură a viscozităţii este logaritmică, aşa cum reiese din figura 9 [5].

Diagrama reprezintă relaţia lui Arhenius, dar ea nu ţine seamă de formarea elementelor structurale şi de dilatările ce apar la formarea fazei lichide.

Practic nu s-a putut stabili o relaţie directă între viscozitate şi temperatură. Sînt cunoscute amestecuri cu temperaturi ridicate de topire şi viscozitate mai scăzută decît alte amestecuri

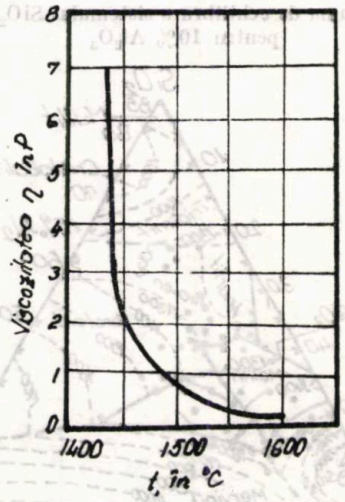


Fig. 9. Diagrama viscozităţii după relaţia lui Arhenius

cu temperaturi de topire mai scăzute. Astfel se poate arăta că în sistemul $SiO_2-CaO-Al_2O_3$ amestecurile din zona E_{13}, mai bazice, au o viscozitate mai scăzută decît cele din zona E_{11}, mai acidă, deşi acestea din urmă au temperaturi de topire mai scăzute cu aproximativ 100°C. Dar, ca regulă generală, ridicarea temperaturii duce la scăderea viscozităţii. Astfel, dacă se urmăresc izocomele din sistemul $SiO_2-Al_2O_3-CaO$ la 1 400, 1 500 şi 1 600°C, se observă cum izocomele prezintă linii aproximativ paralele, avînd însă valorile cele mai mici la 1 600°C (fig. 10) [4].

Oxizii utilizaţi influenţează în mod diferit viscozitatea unei zgure silico-calcice.

Oxidul de aluminiu. S-a remarcat că la introducerea Al_2O_3 se produce o creştere a viscozităţii. Aceasta se poate urmări atît pe diagramele din figura 10, cît mai ales pe diagrama din figura 11 [6].

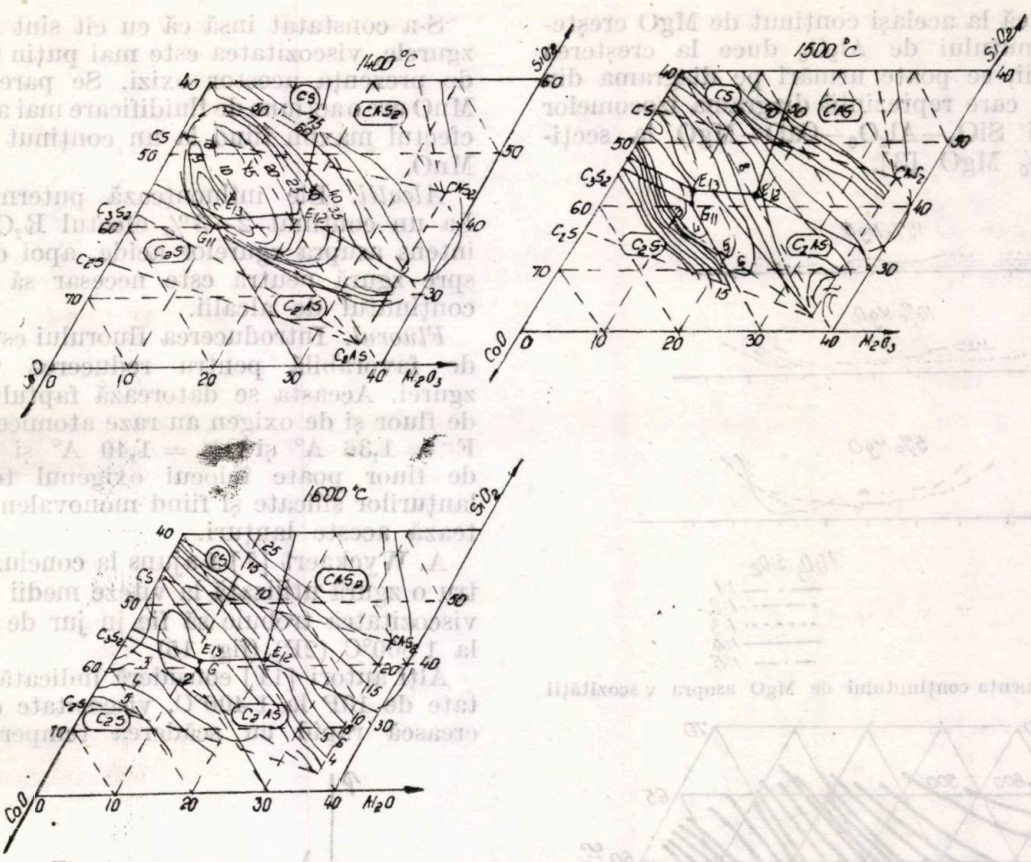


Fig. 10. Reprezentarea izocomelor sistemului $SiO_2-CaO-Al_2O_3$ la 1 400, 1 500, 1 600°C

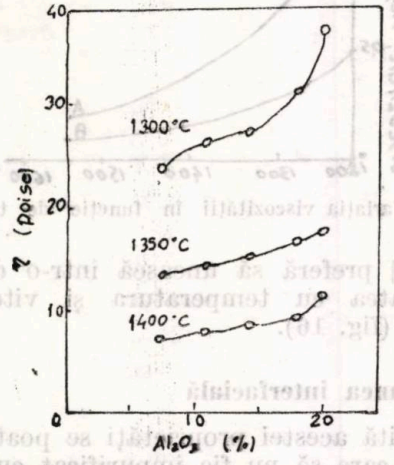


Fig. 11. Viscozitatea zgurei de turnare continuă în funcție de temperatura și de conținutul de Al_2O_3

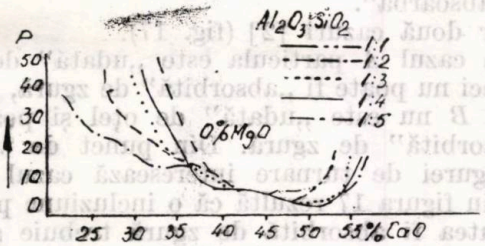


Fig. 12. Influența raportului $Al_2O_3 . SiO_2$ asupra viscozității

Nu numai cantitatea totală de oxid influențează viscozitatea, ci și raportul lui cu ceilalți oxizi, ca de exemplu Al_2O_3/SiO_2. În figura 12 [3] se poate urmări scăderea viscozității odată cu scăderea raportului.

A. Wyckaert de la „Dinkirk Works" — Franța a ajuns la concluzia că conținutul inițial de Al_2O_3 în zgură nu este decisiv pentru zgura de turnare continuă, ea devine saturată în jurul a 30% Al_2O_3, dar curgerea continuă a zgurei de praf face ca în mod obișnuit să nu se atingă această valoare [7].

Creșterea viscozității la introducerea Al_2O_3 se datorează faptului că acest oxid formează octaedre $(AlO_6)^{9-}$ în loc de tetraedre $(AlO_4)^{5-}$, legînd capetele libere ale lanțurilor silicatice sau cele care au ultimul oxigen legat de Ca^{2+}.

Oxidul de magneziu. Influența MgO asupra viscozității sistemului $SiO_2-CaO-Al_2O_3$ diferă atît în funcție de concentrația oxidului, cît și de raportul celorlalți oxizi.

Astfel unii autori [8] au ajuns la concluzia că la un raport $CaO/SiO_2 = 0,7 - 1,1$ la creșterea % MgO pînă la 25% se înregistrează o scădere a viscozității dar, în afara limitelor acestui raport, cantități mici de MgO duc la creșterea viscozității.

Modul în care acționează MgO, în limitele amintite, poate fi urmărit și din figura 13 [3].

Faptul că la același conținut de MgO creșterea conținutului de Al_2O_3 duce la creșterea viscozității, se poate urmări pe diagrama din figura 14, care reprezintă diagrama izocomelor sistemului SiO_2—Al_2O_3—CaO—MgO la secțiunea 10% MgO [3].

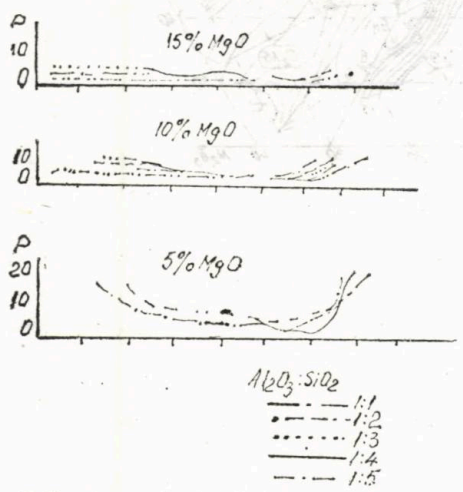


Fig. 13. Influența conținutului de MgO asupra viscozității

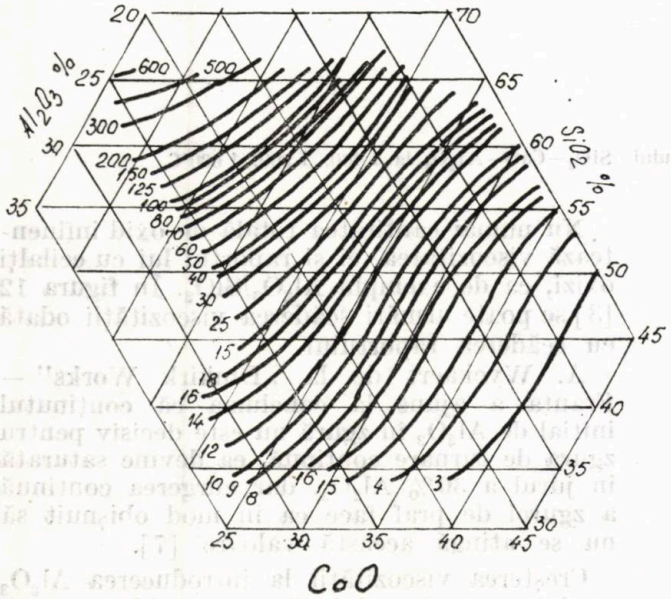


Fig. 14. Izocome în sistemul SiO_2—Al_2O_3—CaO—MgO la 10% MgO

S-a constatat însă că deși în general MgO duce la reducerea viscozității, la zgure cu raportul CaO/SiO_2, sub 0,70, conținut de Al_2O_3 sub 5%, introducerea MgO determină creșterea viscozității.

După cum reiese din diagrama 13, introducerea MgO în limitele amintite are și alte avantaje; astfel se poate observa buna lui influență asupra stabilității topiturii silicatice, compoziția putînd varia în limite largi, fără ca viscozitatea să se modifice considerabil.

Oxizii de fier și de mangan. FeO și MnO influențează în aceeași manieră viscozitatea.

S-a constatat însă că cu cît sînt mai bazice zgurele, viscozitatea este mai puțin influențată de prezența acestor oxizi. Se pare totuși că MnO are o acțiune de fluidificare mai accentuată, efectul maxim fiind la un conținut de 2—3% MnO.

Alcalii. Ele influențează puternic zgurele. La un conținut 2—3% efectul R_2O este mai intens asupra zgurelor acide, apoi cu trecerea spre zgură neutră este necesar să crească și conținutul de alcalii.

Fluorul. Introducerea fluorului este deosebit de favorabilă pentru reducerea viscozității zgurei. Aceasta se datorează faptului că ionii de fluor și de oxigen au raze atomice apropiate $F^- = 1{,}36$ A° și $O^{2-} = 1{,}40$ A° și deci ionul de fluor poate înlocui oxigenul terminal al lanțurilor silicate și fiind monovalent fragmentează aceste lanțuri.

A. Wyckaert [7] a ajuns la concluzia că pentru o zgură utilizată la viteze medii de turnare viscozitatea trebuie să fie în jur de 0,2 Ns/m² la 1 500°C (2P) (fig. 15).

Alți autori [11] consideră indicată o viscozitate de 10P la 1 400°C, viscozitate care să nu crească rapid cu scăderea temperaturii, iar

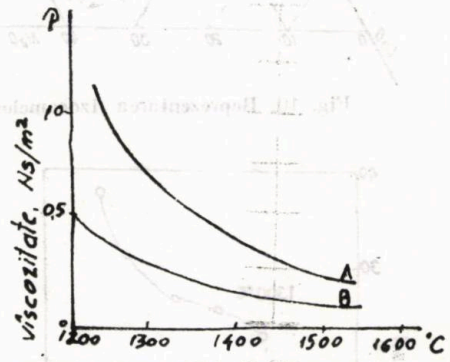


Fig. 15. Variația viscozității în funcție de temperatură

alții [6] preferă să unească într-o diagramă viscozitatea cu temperatura și vitezele de turnare (fig. 16).

Tensiunea interfacială

Datorită acestei proprietăți se poate obține un oțel care să nu fie impurificat cu diferite incluziuni și se evită lipirea zgurei de cristalizor.

Pe suprafața oțelului plutesc incluziuni metalice și nemetalice pe care zgura topită trebuie să le „absoarbă".

Apar două cazuri [2] (fig. 17).

În cazul *A* particula este „udată" de oțel și deci nu poate fi „absorbită" de zgură, particula *B* nu este „udată" de oțel și poate fi „absorbită" de zgură. Din punct de vedere al zgurei de turnare interesează cazul *B*.

Din figura 17 rezultă că o incluziune pentru a putea fi absorbită de zgură trebuie să fie „udată" de aceasta. Deoarece incluziunile alu-

minoase sînt cele mai nefavorabile, se analizează acest caz.

Se ştie că alumina pură are tensiunea superficială în jurul valorii de 640 dyne/cm, iar oţelul între 1 000 şi 1 400 dyne/cm [10]; este deci necesar ca zgura să aibă o tensiune superfi-

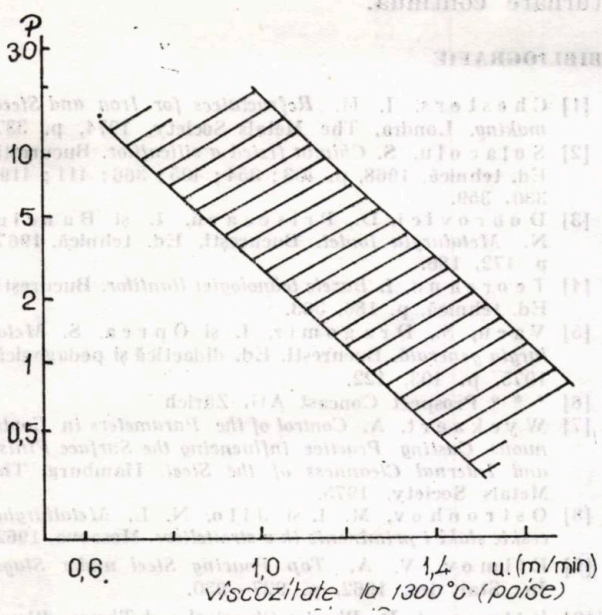


Fig. 16. Viscozitatea zgurei de turnare continuă în funcţie de viteza de turnare a oţelului la 1 300°C

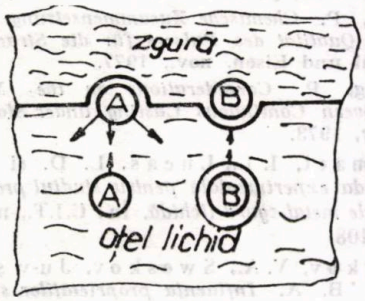


Fig. 17. Comportarea unei particule la zona de separare oţel-zgură

cială mai mică decît aceste valori pentru a putea absorbi incluziunile aluminoase, dar şi pentru a nu fi ea însăşi absorbită în oţel, şi să formeze incluziuni nemetalice.

Tensiunea interfacială depinde de tensiunea superficială a zgurei, a oţelului, şi de unghiul de udare dintre zgură şi oţel,

$$\sigma_{M-Z} = \sigma_M - \sigma_Z \cdot \cos \theta_{M-Z}$$

aceasta în cazul în care nu au loc reacţii chimice la suprafaţa de contact.

Tensiunea superficială a zgurei depinde de compoziţia chimică a zgurei şi de temperatură.

SiO_2; *Al_2O_3*. S-a constatat că prezenţa SiO_2 duce la scăderea tensiunii superficiale, iar Al_2O_3 duce la creşterea acesteia [11].

Na_2O. Introducerea Na_2O, sub diferite forme, duce la scăderea tensiunii superficiale şi la creşterea capacităţii de absorbţie a incluziunilor aluminoase. Astfel, introducerea Na_2O în proporţie 5—15% a determinat o reducere a tensiunii superficiale de la 346 la 285 erg/cm^{-2} [11].

Fluorul. Influenţa F^- este foarte discutată. Unii autori o consideră a fi deosebit de favorabilă [12]. Alţii [11] arată că raportat la sistemul $CaO-Al_2O_3$, ionii de F^- provoacă creşterea tensiunii interfaciale, iar alţi autori [7], [13] consideră că elementele care nu se dizolvă decît în una din fazele lichide în contact (cazul F2, care se dizolvă în zgură, dar nu în oţel) nu au aproape deloc efect.

CaO; *MgO*. Introducerea acestor oxizi în topituri silicatice determină creşterea tensiunii superficiale a zgurei. Aceasta se datorează faptului că lanţul tetraedric de $(SiO_4)^{4-}$ se comportă ca un anion uriaş de care este atras cationul bivalent, astfel că la introducerea acestora în topitură creşte numărul de legături efective, determinînd astfel creşterea tensiunii superficiale [7].

MnO şi FeO sînt elemente nedorite. Ambele prezintă proprietăţi tensioactive şi coboară tensiunea interfacială foarte mult, determinînd intrarea zgurei în straturile de oţel superficiale [7], [11].

Experimental s-au găsit pentru tensiunea superficială a zgurei valori variind între 289 şi 440 dyne/cm [12].

Temperatura. Influenţa temperaturii este în general cunoscută. Creşterea temperaturii duce la intensificarea agitaţiei termice şi reducerea energiei de legătură, deci, implicit, la scăderea tensiunii superficiale [11].

Compoziţia oţelului. Elementele din compoziţia oţelului influenţează şi ele tensiunea interfacială.

Astfel elemente ca O_2, N_2, S, C au o influenţă considerabilă, chiar la conţinuturi mici.

La O_2, N_2, S s-a găsit că la un conţinut de 0,01% coborîrea tensiunii superficiale a Fe lichid este de aproximativ 10%, iar la un conţinut de 0,1% devine 30% [7], [11].

Carbonul se pare că nu influenţează în nici un fel tensiunea interfacială.

Unghiul de udare. Un alt factor de care depinde tensiunea interfacială îl reprezintă unghiul de udare dintre cele două lichide, mai exact cosinusul acestui unghi.

La turnarea continuă zgurele prezintă unghiuri de udare sub 90° ,adică $0 \leqslant \cos\theta \leqslant 1$. Aceasta înseamnă că aceste zgure vor uda totdeauna suprafaţa oţelului. Referitor la tensiunea interfacială înseamnă că aceasta este, ca valoare, întotdeauna mai mică decît tensiunea superficială a oţelului.

Ca valori, pentru σ_{M-Z} s-a găsit o gamă largă şi anume $\sigma_{M-Z} = 480 - 1\,295$ dyne/cm

[12], acest domeniu larg de valori fiind datorat diferitelor unghiuri de udare între oțel lichid — zgură lichidă.

Se poate aminti și faptul că s-a stabilit o relație directă între cantitatea de incluziuni nemetalice, într-un oțel cu Cr(09 Khl 8 Na) pe de o parte și tensiunea superficială a metalului și tensiunea interfacială metal-zgură pe de altă parte și anume cînd aceste două tensiuni sînt ridicate conținutul de incluziuni nemetalice în oțel este minim [14].

Finețea de măcinare

Datorită faptului că praful este reîmprospătat continuu pe suprafața oțelului, pe măsură ce se consumă, reacțiile chimice care au loc în praf trebuie să se desfășoare cu o anumită viteză. Pentru a favoriza acest lucru, finețea de măcinare trebuie să fie înaintată, considerîndu-se optim ca praful de turnare să aibă particulele sub 60 microni.

Această finețe înaintată permite totodată o mai bună împrăștiere pe baia de oțel, și menținerea prafului în rețeaua spațială creată de carbon.

Umiditatea

Umiditatea fizică a prafului trebuie să fie sub 0,5%. Aceasta din două motive, și anume : pe de o parte la contactul prafului umed cu oțelul topit se produce evaporarea apei, vaporii sparg membrana de oțel și formează în bramă sufluri, iar pe de altă parte, pentru evaporarea apei este nevoie de căldură, determinînd astfel creșterea transferului termic de la oțel spre praf, în loc să-l reducă. Un alt dezavantaj al prezenței umidității în praf îl reprezintă faptul că atunci cînd umiditatea este peste 1% praful nu se mai împrăștie pe suprafața oțelului, ci formează aglomerări, lăsînd oglinda oțelului descoperită.

Umiditatea chimică (apa de constituție) nu există în general la aceste tipuri de prafuri, deoarece în majoritatea lor materiile prime sînt oxizi sau, dacă nu, sînt calcinate la 900°C.

Cele prezentate mai sus au reieșit din cercetări care au dus la omologarea unui praf de turnare continuă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Chesters, I. H. *Refractaires for Iron and Steelmaking.* Londra, The Metals Society, 1974, p. 337.

[2] Solacolu, S. *Chimia fizică a silicaților.* București, Ed. tehnică, 1968, p. 403; 354; 405; 366; 411; 419; 330, 359.

[3] Dobrovici, D., Prisecaru, I. și Banciu, N. *Metalurgia fontei.* București, Ed. tehnică, 1967, p. 172, 186.

[4] Teoreanu, I. *Bazele tehnologiei lianților.* București, Ed. tehnică, p. 186, 363.

[5] Vacu, S., Dragomir, I. și Oprea, S. *Metalurgia generală.* București, Ed. didactică și pedagogică, 1975, p. 103, 122.

[6] * * * Prospect Concast AG, Zürich

[7] Wyckaert, A. *Control of the Parameters in Continuous Casting Practice influencing the Surface Finish and Internal Cleanness of the Steel.* Hamburg, The Metals Society, 1975.

[8] Ostronhov, M. I. și Jilo, N. L. *Metallurghiceskie șlaki i priminenie ih v stroitelisve.* Moscova, 1962.

[9] Efimov, V. A. *Top Pouring Steel under Slags.* În: Stal, dec. 1962, p. 927—930.

[10] Klipov, A. D. *Physico-Chemical and Thermo-Physical Features of Continuous Casting under Slag.* În: Stal, feb., 1971, p. 107—111.

[11] Arlelt, P. *Chemische Zusammensetzung und Kontrolle der Qualität des Pulvers für die Stranggiessung.* În: Stahl und Eisen, nov., 1977.

[12] Koenig, P. *Considerations on the Mechanism which Govern Continuous Casting under Slag.* Zürich, Prodanov, 1973.

[13] Bretomaet, I. L., Lucas, L. D. și Clette, M. *Metoda experimentală pentru studiul proprietăților interfaciale metal-zgură lichidă.* În: C.I.T., nr. 1, 1976, p. 105—108.

[14] Kolmykov, V. A., Sweskov, Ju-v și Khvipunov, B. A. *Influența proprietăților superficiale ale băii metalice și zgurei asupra rafinării oțelului inoxidabil 18—9 într-un cuptor cu arc.* În: Ciornaia Metallurghiia, nr. 1, 1976, p. 72—74.

Ing. M. Vovc, C. Crăciunescu
și
K. Haltrich
I.C.P.T.S.C. – București

Cercetări privind comportarea unor fonte la temperaturi înalte

CZ : 669.13 : 66-978

Prezenta lucrare cuprinde rezultatele experimentărilor efectuate în scopul stabilirii tehnologiei de elaborare a unei fonte cu refractaritate ridicată și turnării din această fontă a pieselor utilizate în cuptoarele de sinterizare, ca suporți pentru lipirea cu sticlă a izolatorilor de la bujii (fig. 1), precum și metodele de determinare a proprietăților de refractaritate.

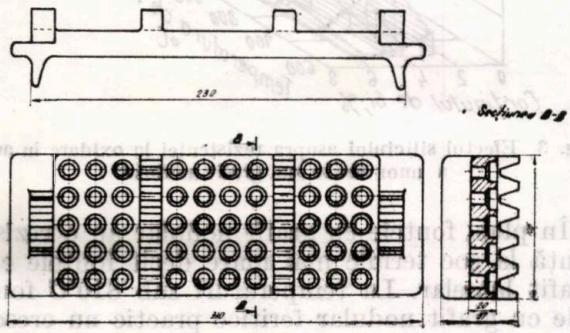


Fig. 1. Suport pentru lipirea cu sticlă a izolatorilor

Piesele turnate din această fontă refractară sînt destinate să lucreze în regim de temperatură pînă la 850—900°C, fiind necesară în acest caz o bună rezistență la oxidare și la șoc termic pe de o parte, iar pe de altă parte o bună stabilitate dimensională la temperaturi înalte [1].

Stadiul actual

Comportarea fontelor la temperaturi înalte depinde de următorii factori : tendința de oxidare și creștere, rezistența la șoc termic, rezistența la fluaj și efectul temperaturii asupra proprietăților mecanice.

S-a acceptat convențional ca prin fonte rezistente la temperaturi înalte (fonte refractare) să se înțeleagă acele fonte care posedă capacitatea de a rezista în mod satisfăcător la factorii enumerați mai sus.

Din literatura de specialitate [2] s-a adoptat o clasificare a fontelor refractare după rezistența la oxidare și la creștere (tab. 1).

Această clasificare s-a stabilit după rezultatele obținute în timpul unor încercări cu o durată de 150 h (încercări de scurtă durată).

Tendința de oxidare se măsoară de obicei prin creșterea în greutate a unei probe și se exprimă în g/m².h. Erorile provin din desprinderea stratului oxidat (țunder) înainte de cîntărire sau din scăderea în greutate, care are loc la arderea grafitului. O altă metodă este aceea de a îndepărta țunderul și de a măsura pierderea în greutate.

Tabelul 1

Clasa	Rezistența la oxidare — creșterea în greutate, g/m².h	Rezistența la creștere — creșterea, %
I — foarte rezistente	< 0,1	< 0,05
II — cu rezistență ridicată	0,1 — 1	0,05 — 0,15
III — rezistente	1 — 3	0,15 — 0,50
IV — cu rezistență scăzută	3 — 10	0,5 — 1,5
V — puțin rezistente	> 10	> 1,5

Și aici intervin erorile amintite, pe lîngă faptul că îndepărtarea stratului oxidat se face în mod subiectiv.

Trebuie luat în considerare și faptul că stratul oxidat însuși formează o protecție contra oxidării, astfel că prin îndepărtarea lui viteza de oxidare crește.

Rezultatele cele mai sigure se obțin prin determinări metalografice directe ale stratului oxidat, ceea ce însă este mai dificil.

Creșterea de volum poate fi produsă :

a) datorită descompunerii cementitei din structura fontei și poate fi evitată dacă piesele turnate sînt supuse, înainte de introducerea în exploatare, unei recoaceri în vederea descompunerii cementitei sau prin stabilizarea cementitei prin aliere ;

b) datorită oxidării și poate fi micșorată prin stabilizarea masei metalice de bază, finisarea lamelelor de grafit sau formarea grafitului nodular.

Rezistența la șoc termic indică tendința de fisurare în condiții de încălzire și răcire repetată și bruscă.

Conform STAS 6706—79 încercarea de rezistență la șoc termic constă din cicluri de încălziri și răciri ale unei probe turnate din aceeași marcă de fontă în aceleași condiții tehnologice ca piesele respective. Aceste încălziri și răciri rapide se fac pînă apar fisuri pe proba respectivă. Numărul de cicluri pînă la apariția fisurilor indică rezistența la șoc termic.

Tipuri de fonte refractare. În funcție de condițiile de solicitare la temperaturi înalte se folosesc fonte nealiate, slab aliate și înalt aliate cu Si, Cr sau Al.

Alegerea mărcii de fontă pentru turnarea pieselor se face în primul rînd din punct de vedere economic. Din fonte cenușii nealiate sau slab aliate se toarnă piese de rezistență scăzută, cu stabilitate dimensională și rezistență mică la oxidare. Piesele care cer o rezistență ceva mai ridicată se fac din fonte cu grafit nodular feritice, nealiate sau slab aliate. Pentru rezistență la oxidare și stabilitate dimensională, ridicate, se folosesc fonte înalt aliate, care au însă costuri ridicate.

Fonte cenușii

În afară de oxidarea internă care contribuie la creștere, fonta cenușie nealiată, după o menținere îndelungată la temperaturi suficient de înalte, se acoperă la suprafață cu un strat subțire de oxizi. Dacă acest strat este aderent și impermeabil, el protejează metalul de oxidarea ulterioară; dacă el se desprinde, crapă sau este poros, atunci oxidarea poate avansa spre interiorul piesei.

Criteriul pentru aprecierea mărimii oxidării superficiale este măsurarea creșterii greutății datorită absorbției oxigenului. În figura 2 se arată creșterea în greutate prin oxidare în aer pentru diferite tipuri de fonte menținute la 900°C.

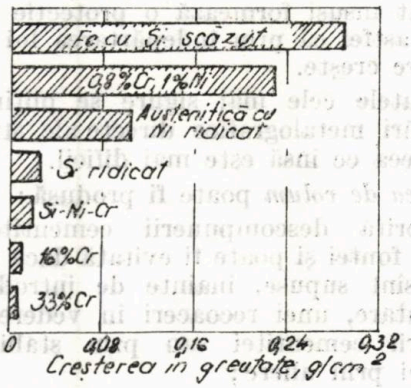


Fig. 2. Creșterea în greutate prin oxidare în aer la 900°C, pentru diferite tipuri de fonte

Fonte cu grafit nodular

Fontele cu grafit nodular prezintă o mult mai bună rezistență la oxidare decît fontele cu grafit lamelar. Prin alierea cu siliciu se mărește considerabil rezistența lor la oxidare (fig. 3) [3].

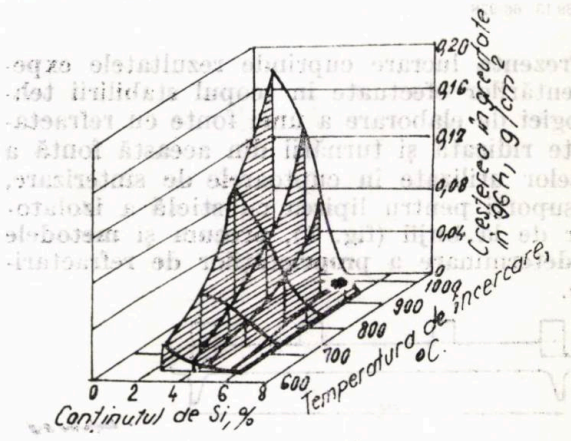


Fig. 3. Efectul siliciului asupra rezistenței la oxidare în aer a unor fonte cu grafit nodular

În plus, fontele cu grafit nodular au o rezistență la șoc termic mai mare decît fontele cu grafit lamelar. La temperaturi sub 810°C fontele cu grafit nodular feritice practic nu cresc. Cele complet perlitice cresc cu 0,25—1%, pentru durate mari de încălzire. Peste 810°C, creșterea fontelor cu grafit nodular este mai ridicată, putînd atinge 3%.

Programul de încercări

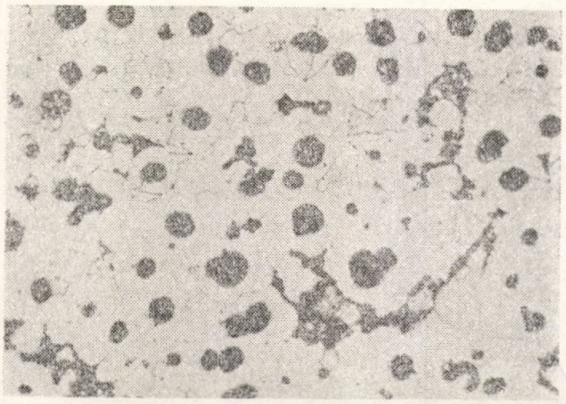
S-au studiat comparativ mai multe tipuri de fonte elaborate într-un cuptor cu inducție, la frecvența de 2 500 Hz.

Experimentările s-au efectuat în șapte serii, compozițiile chimice ale fontelor elaborate fiind prezentate în tabelul 2.

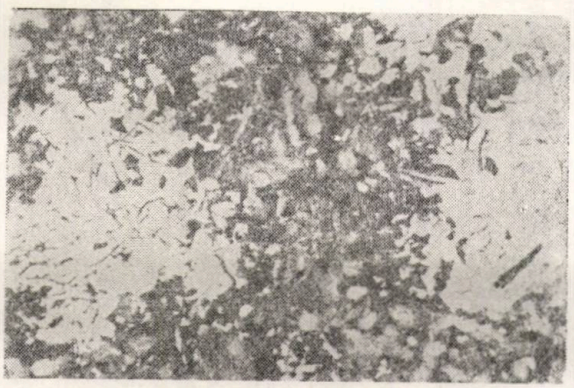
Prima serie de încercări a urmărit elaborarea unei fonte cu grafit nodular cu structură feritică, obținută direct din turnare, mediu aliată cu siliciu (4—5%). S-a obținut în structură o proporție de 85—90% ferită (tab. 2, fig. 4, *a*).

Compoziția chimică și structura fontelor elaborate *Tabelul 2*

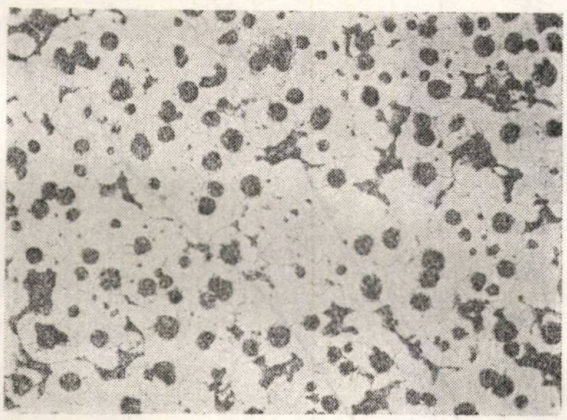
Seria	Compoziția chimică, %						Structura metalografică	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	ferită % F	perlită % P
1	2,61	4,82	0,61	0,088	0,010	—	85—90	10—15
2	2,40	3,74	0,62	0,086	0,026	—	40—45	55—60
3	2,59	4,17	0,60	0,090	0,008	—	80—90	10—20
4	2,43	4,20	0,83	0,082	0,012	—	85—90	10—15
5	2,26	4,74	0,61	0,091	0,005	—	90—95	5—10
6	2,82	1,42	0,67	0,120	0,019	—	1—2	98—99
7	2,37	1,56	0,62	0,110	0,016	0,46	—	90% (rest ledeburită)



a)

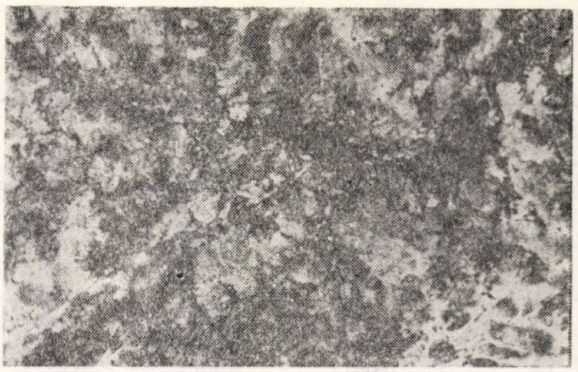


b)



c)

d)



e)

Fig. 4. Microstructurile fontelor turnate:
a — Fgn feritică cu 4,82% Si; *b* — Fgl cu 3,74% Si; *c* — Fgn feritică cu 4—5% Si; *d* — Fgl nealiată; *e* — fontă slab aliată cu crom (0,46% Cr)

În seria a doua s-a elaborat o fontă cu grafit lamelar cu un conținut de 3,74% Si. Structura a fost perlito-feritică (fig. 4, *b*).

Seriile *3*, *4*, *5* (fig. 4, *c*) au cuprins verificarea rezultatelor obținute în seria *1*, turnîndu-se probe pentru determinarea refractarității și piese.

Totodată s-a elaborat și o fontă cenușie cu grafit lamelar nealiată (seria *6*, fig. 4, *d*), care să servească drept comparație la discuția rezultatelor, iar în final seria *7* (fig. 4, *e*), o fontă cu refractaritate scăzută, slab aliată cu Cr (0,46%).

Structurile metalografice ale probelor turnate se dau în tabelul 2.

Discuția rezultatelor

În scopul stabilirii refractarității fontelor cercetate s-au turnat din fiecare șarjă patru probe cilindrice cu Ø 10 × 30 mm și probe inelare cu $D = 65$ mm și $d = 55$ mm, care s-au prelucrat ulterior.

Rezistența la oxidare. Probele cilindrice cu Ø 10 servesc pentru determinarea cantitativă a rezistenței la oxidare la cald, prin măsurarea timp de 150 h a stratului de oxizi format; temperatura de menținere a fost de 900°C.

În tabelul 3 se arată rezultatele obținute pentru diferite tipuri de fonte, la cîntărirea din oră în oră a stratului de oxizi format.

Se observă că după prima oră de menținere a probelor *1*, *2* în cuptorul de încălzire, greutatea probei scade foarte puțin, probabil datorită eliminării gazelor și umidității absorbite la suprafața probelor.

Din diagrama trasată pentru proba *1* (fig. 5,*a*) rezultă că în primele 15 h procesul de oxidare decurge cu o viteză mare, ca apoi să staționeze, iar după 30 h și mai ales după 50 h de menținere la 900°C, creșterea de greutate scade cu viteza constantă pînă la sfîrșitul încercării (fig. 5, *b* curba punctată).

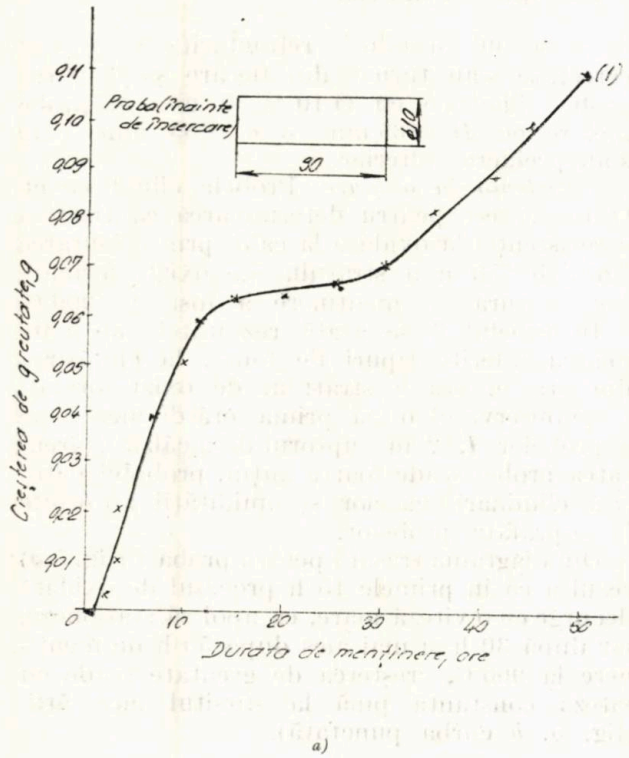
Tabelul 3

Rezultatele obținute la creșterea de greutate

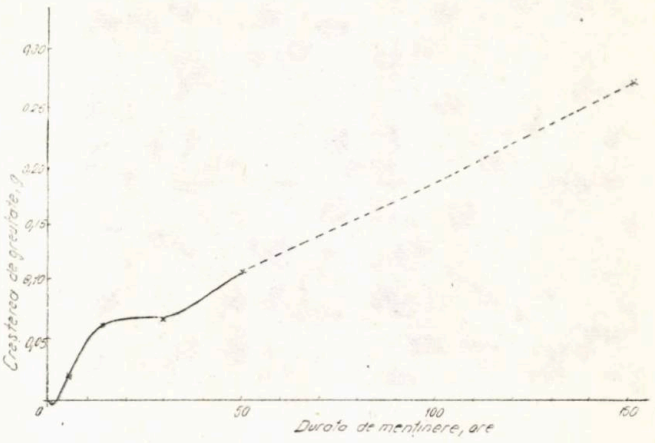
Durata de menținere, h	Creșterea de greutate, g		
	Proba *1* FgnF(4,20% Si)	Proba *2* Fc (3,74% Si)	Proba *3* Fc 25
1	—0,0011	—0,0022	0,0096
2	0,0031	0,0020	0,0163
3	0,0100	0,0035	0,0516
4	0,0200	0,0094	0,0890
5	0,0274	0,0150	0,1667
10	0,0508	0,0516	0,3312
15	0,0642	0,1267	0,4471
20	0,0649	0,2728	0,6439
25	0,0671	0,3999	0,7467
30	0,0701	0,5041	0,9798
35	0,0815	0,5805	1,2083
40	0,0881	0,6752	1,4780
45	0,0993	0,8489	1,6644
50	0,1093	0,9467	1,8372
.	.	.	.
.	.	.	.
.	.	.	.
.	.	.	.
150	0,2731	3,5221	4,3693

Faptul că viteza cu care crește greutatea se micșorează constant dovedește că oxidul format este aderent la piesă și greu permeabil, în timp ce cu un strat poros sau fisurat, greutatea probei crește regulat (fig. 5, *c* — probele *2*, *3*).

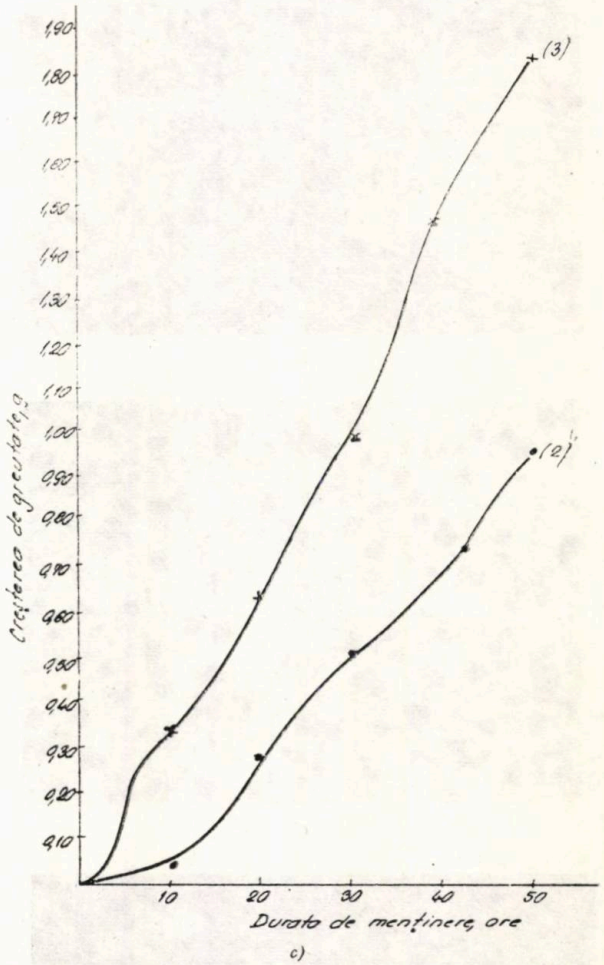
În figurile 6, *a* și 6, *b* se arată microstructurile probei *1* după oxidarea timp de 50 și respectiv 150 h.



a)



b)

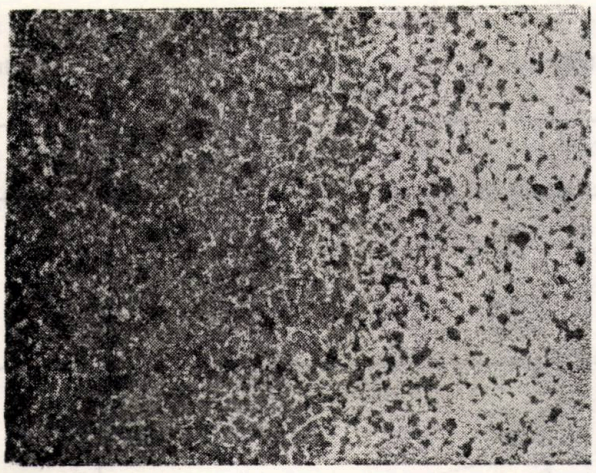


c)

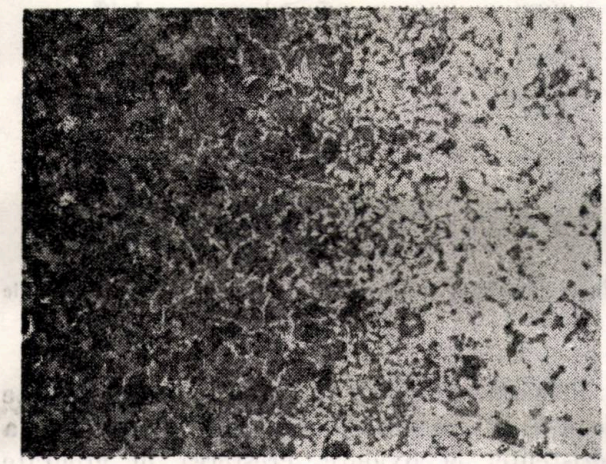
Fig. 5. Variația creșterii de greutate prin oxidare a probelor turnate în funcție de durata de menținere:
a și *b* proba *1* — Fgn feritică cu 4,2% Si; *c* — proba *2* — Fc cu 3,74% Si și proba *3* — Fc 25

Apare evident fenomenul de deteriorare a formei grafitului nodular și de micșorare a nodulelor.

Macrostructura probei *1* este dată în figura 7. În exteriorul probei se vede zona decarburată de culoare deschisă.



a)



b)

Fig. 6. Microstructurile probei *1* (Fgn feritică cu 4,2% Si): *a* — după oxidare timp de 50 h; *b* — după 150 h

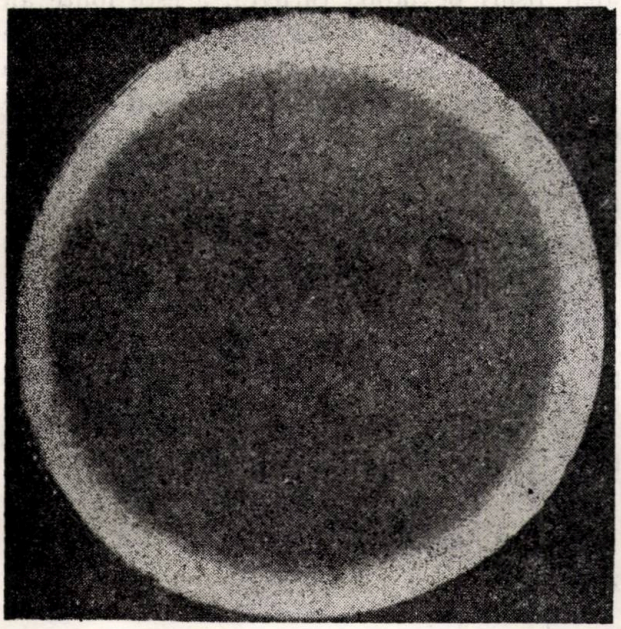


Fig. 7. Macrostructura probei *1* (Fgn feritică cu 4,2% Si)

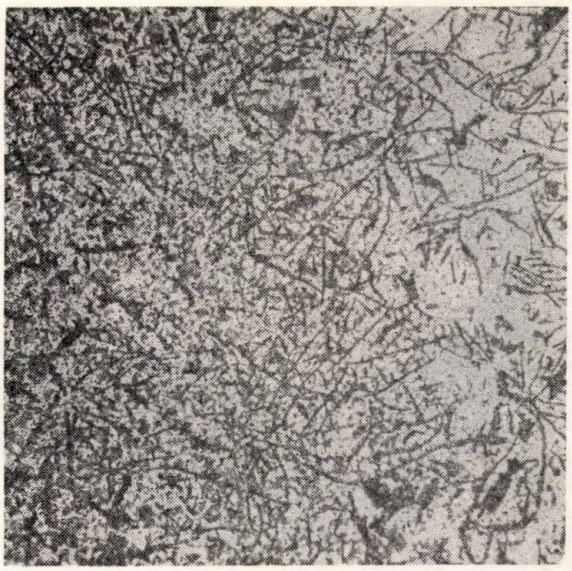


Fig. 8. Efectul menţinerii fontelor la temperaturi înalte asupra formei grafitului (Fgl)

Efectul menţinerii fontelor la temperaturi înalte asupra formei grafitului se vede şi în cazul formei lamelare, care se fărîmiţează (fig. 8).

Rezistenţa la şoc termic. Pentru determinarea rezistenţei la şoc termic s-a utilizat următorul ciclu de încălzire — răcire: menţinere 1 h la 900°C şi răcire bruscă în apă.

S-au turnat probe inelare (tip bucşă) din seria *4*, din fontă cu grafit nodular feritică.

Pe o probă a apărut prima fisură (verticală) după 52 de cicluri (fig. 9, *a*), pe a doua probă prima fisură (orizontală) după 72 de cicluri (fig. 9, *b*), iar pe a treia probă după 85 cicluri apare prima fisură verticală (fig. 9, *c*).

Proprietăţile mecanice la temperaturi înalte. S-a studiat şi rezistenţa la cald a probelor de tracţiune turnate din seria *4*, Fgn feritică.

Rezultatele sînt date în tabelul 4, iar variaţia rezistenţei la tracţiune la cald şi alungirii rezultă din figura 10.

Concluzii

Din examinarea rezultatelor obţinute a reieşit că cea mai bună pentru scopul propus este fonta cu grafit nodular feritică, aliată cu 4—5% Si.

De aici se trage concluzia că pentru creşterea rezistenţei la oxidare (la formarea ţunderului) structura fontei trebuie să fie formată dintr-o singură fază, ferită sau austenită şi să se urmărească obţinerea unei forme compacte a grafitului.

Creşterea în greutate a acestor fonte, menţinute la temperaturi înalte, este în medie de 1,8 g/m²h (după 150 h), ceea ce corespunde unor fonte din clasa III, rezistente la temperaturi înalte.

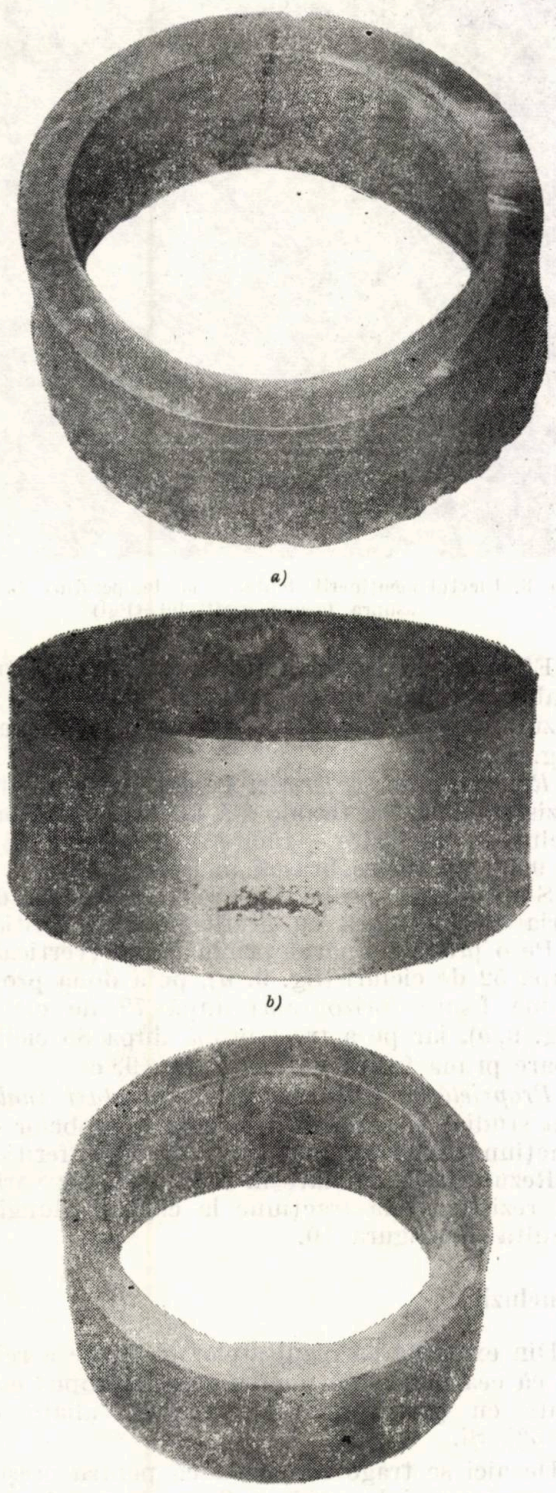


Fig. 9. Fisuri care apar pe probe în timpul încercării la șoc termic:

a — fisură verticală după 52 cicluri; *b* — fisură orizontală după 72 cicluri; *c* — fisură verticală după 85 cicluri

Tabelul 4

Rezistența la tracțiune la cald și alungirea la diferite temperaturi de încercare

Temperatura de încercare, °C	Caracteristicile mecanice la cald	
	R_{mmed}, N/mm²	A, %
200	552	—
300	442	—
500	387	2
600	222	4
750	65	22

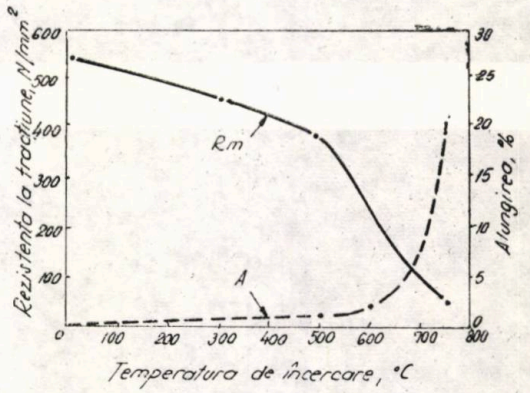


Fig. 10. Variația rezistenței la tracțiune la cald în funcție de temperatură

Prin alierea cu Cr (0,5—0,7%) a unor fonte cenușii se constată o ușoară îmbunătățire a rezistenței la oxidare, creșterea în greutate fiind în acest caz de 3,5221 g/150 h față de 4,3693 g la Fc 25.

În funcție de numărul de cicluri după care apar fisuri pe proba turnată, aceste fonte au rezistat în medie la 52—72 cicluri, ceea ce constituie o comportare bună la șoc termic (după unele date fontele cu grafit nodular nealiate rezistă în medie la 35—40 cicluri).

Rezistența de rupere la tracțiune la temperatura de 750°C corespunde datelor obținute în cercetări anterioare.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * STAS 6706—79 *Fontă refractară turnată în piese.*

[2] * * * Norme de ramură ale industriei constructoare de cuptoare electrice, UNIIETO. U.R.S.S., 1961.

[3] * * * *Manuel des fontes moulées.* Paris, Ed. Dunod, 1965.

Ing. V. Gogu şi ing. M. Horga
Întreprinderea mecanică—Roman

Modele modulizate pentru turnarea pieselor de maşini-unelte grele

CZ : 621.744.072 : 621.81

Execuţia modelelor reprezintă o fază deosebit de importantă în procesul de obţinere a pieselor turnate.

În special, în cazul pieselor de maşini-unelte grele (strunguri carusel, maşini de alezat şi frezat, freze portal longitudinale etc.) modelele au un cost însemnat prin faptul că înglobează un volum mare de materiale şi manoperă datorat gabaritului mare şi complexităţii acestora.

Întrucît fabricaţia are caracter de unicat sau serie mică în cazul acestor maşini, cota-parte din valoarea modelului afectat piesei turnate conduce la majorarea pronunţată a cheltuielilor de fabricaţie.

Avînd în vedere aceste aspecte, s-au căutat soluţii tehnologice pentru reducerea la minimum posibil a costului modelelor.

Analizînd din punct de vedere constructiv şi tehnologic piesele mari pentru maşini-unelte grele (batiuri, montanţi etc.) s-au conceput şi realizat modele în construcţie modulizată, care permit turnarea mai multor variante (piese diferite ca gabarit) cu acelaşi model.

Din experienţa acumulată rezultă că se poate aplica tipizarea modelelor în următoarele cazuri.

a) Piese cu secţiune transversală constantă şi lungime variabilă, de exemplu batiuri, montanţi, traverse, sănii etc.

b) Piese cu lungime mare, la care execuţia dintr-o bucată a modelului este dificilă.

c) Piese la care se vor introduce ulterior şi alte variante dimensionale.

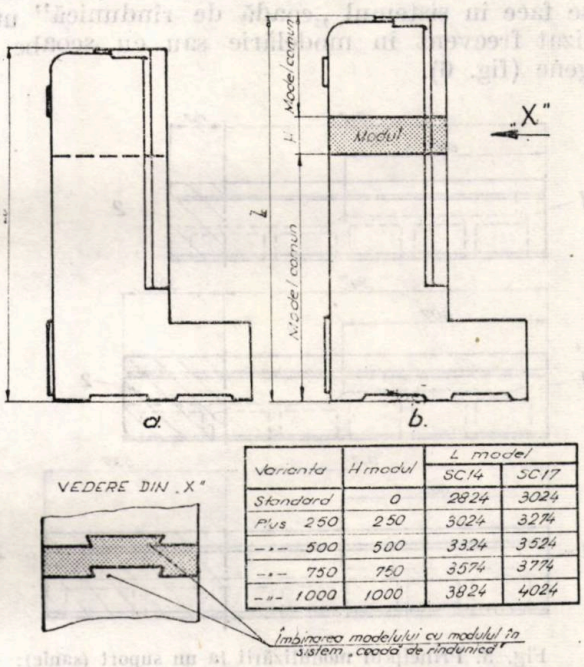
Astfel, în cazul fabricaţiei de strunguri carusel, în scopul diversificării acestor maşini-unelte, pentru extinderea performanţelor de prelucrare sînt solicitate în afară de produsele standard şi variante supraînălţate cu 250; 500; 750; 1 000 mm.

Pentru a se realiza turnarea pieselor mari (batiuri, montanţi) necesare acestor variante s-a fragmentat modelul iniţial în module cu înălţimea corespunzătoare variantelor solicitate (fig. 1,2).

În aceste condiţii, pentru a turna o nouă variantă este suficient a adăuga la modelul de bază un modul (adaos) cu gabarit redus, deci ieftin.

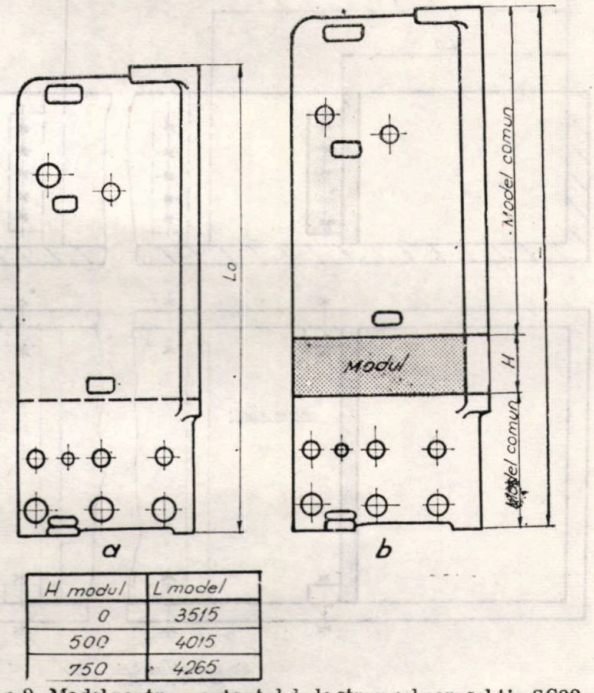
Pentru a fi posibilă modulizarea, la model se stabilesc „secţiuni de modulizare" care îl vor diviza în minimum două părţi între care se intercalează modulul.

Modulul care se adaugă la modelul de bază poate fi şi alipit în continuare (fig. 3).



Varianta	H modul	L model SC14	L model SC17
Standard	0	2824	3024
Plus 250	250	3024	3274
–·– 500	500	3324	3524
–·–· 750	750	3574	3774
–··– 1000	1000	3824	4024

Fig. 1. Model pentru batiul de strung carusel tip SC 14 şi SC 17 :
a — varianta clasică, nemodulizată cu lungimea L_0;
b — varianta modulizată cu lungimea L;
— — — secţiunea de modulizare



H modul	L model
0	3515
500	4015
750	4265

Fig. 2. Model pentru montantul de la strungul carusel tip SC22 :
a — varianta clasică, nemodulizată cu lungimea L_0;
b — varianta modulizată cu lungimea L;
— — — secţiunea de modulizare

Modulizarea se poate realiza şi la cutiile de miez prin prevederea unui perete mobil, deplasabil pe direcţia dimensiunii variabile (fig. 4).

Se pot realiza modele cu unul sau mai multe module, care se combină funcţie de necesităţi pentru obţinerea unor variante de piese turnate (fig. 5).

Îmbinarea modelului cu modulul (modulele) se face în sistemul „coadă de rîndunică" utilizat frecvent în modelărie sau cu scoabe şi gene (fig. 6).

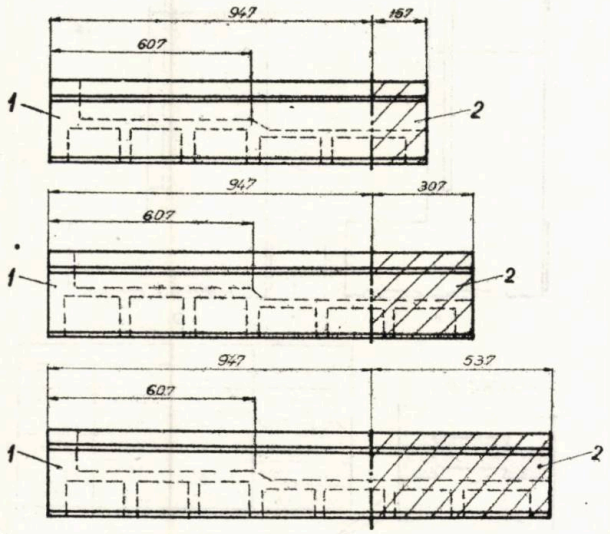


Fig. 3. Principiul modulizării la un suport (sanie):
1 – model comun ; *2* – modul variabil :
–·–·– secţiunea de modulizare

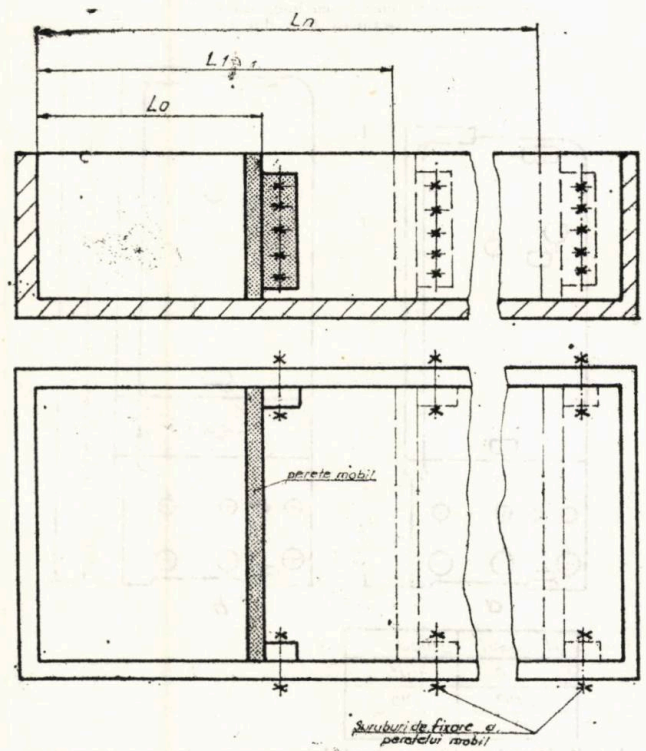
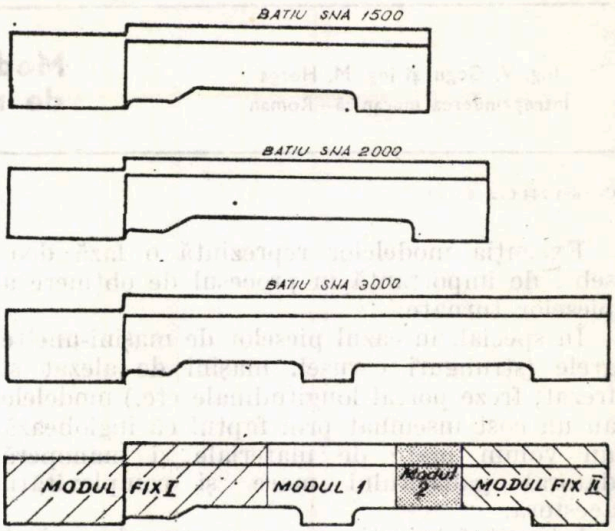


Fig. 3. Principiul modulizării cutiilor de miez:
L_o – lungimea cutiei pentru varianta *1*
L_n – lungimea cutiei pentru varianta *n*



Varianta	Modul Fix I	Modul 1	Modul 2	Modul fix II
Batiu SNA 1500	1	0	0	1
Batiu SNA 2000	1	0	1	1
Batiu SNA 3000	1	1	1	1

Fig. 5. Model modulizat pentru un batiu de strung paralel tip SNA

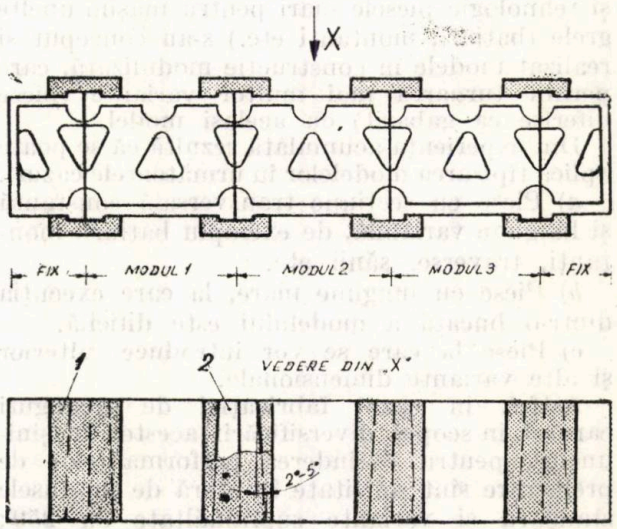


Fig. 6. Îmbinarea cu scoabe şi pene la modele modulizate:
1 – scoabe *2* – pene

În cazul formării mecanizate, amplasarea modelelor pe placa model se face astfel încît partea de model comună să fie fixată permanent, iar modulele să poată fi uşor demontate pentru turnarea variantelor dorite (fig. 7).

Documentaţia tehnologică pentru execuţia modelelor modulizate se întocmeşte conform principiilor cunoscute, indicîndu-se în plus secţiunile de modulizare şi dimensiunile modulelor.

Se exclud astfel erorile, deoarece desenul de bază pentru varianta standard, care este verificat practic de la omologare, va sevi şi pentru

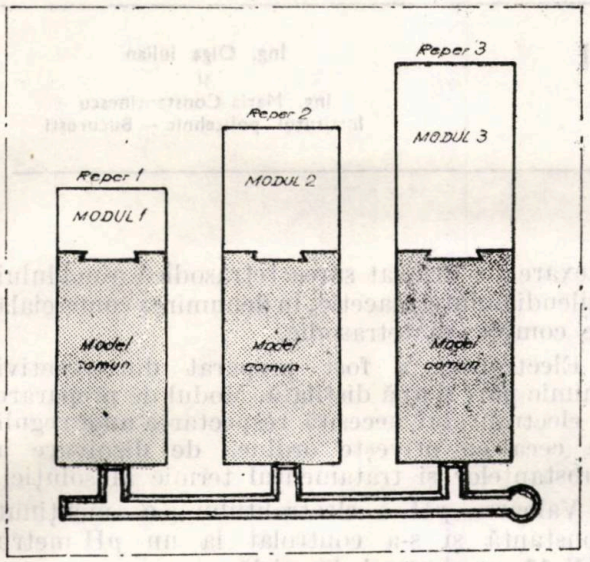


Fig. 7. Schema de amplasare a modelelor modulizate pe plăci model pentru formarea mecanizată

alte variante ce se vor introduce ulterior pe măsura extinderii tipodimensiunilor mașinilor unelte grele.

Avantajele folosirii modelelor modulizate sint :

— economie de modele cu reducerea corespunzătoare a costului pregătirii de fabricație, de exemplu pentru introducerea a patru variante suprainălțate la strungurile carusel tip SC 14, SC 17, SC 22 au fost suficiente numai patru modele modulizate în loc de 16 modele cît ar fi fost necesare în varianta clasică, reducîndu-se cheltuielile la 30% în cazul modulizării ;

— scurtarea ciclului de asimilare—fabricație ;

— păstrarea constanței constructiv-dimensionale a pieselor ;

— mărirea preciziei dimensionale a pieselor ;

— extinderea tipizării și unificării SDV-urilor de turnătorie etc.

În cazul modulizării modelelor nu apar probleme deosebite de protecție a muncii.

Se consideră că această tehnologie se poate extinde și în alte întreprinderi similare care toarnă piese cu lungimi variabile, de exemplu : utilaj greu, utilaj metalurgic etc., avînd ca efect obținerea de economii substanțiale față de variantele clasice nemodulizate.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ștefănescu, Cl. *Îndrumar pentru turnători*. București, Ed. tehnică, 1960.

[2] Buzilă, S. *Tehnologia formării*. București, Ed. didactică și pedagogică, 1967.

[3] Skarbinski, M. *Construcția pieselor turnate și proiectarea formelor*. București, Ed. tehnică, 1965.

REVISTA REVISTELOR

L'Acciaio inossidabile, Italia, nr. 1, ian. — febr. — mart., 1978

Corodarea oțelului inoxidabil și a titanului la instalațiile de înălbire a celulozei, p. 3 — *Corodarea unui rezervor pentru soluții sterile din oțel tip AISI 816*, p. 16 — *Microstructura unor anumite oțeluri inoxidabile feritice*, p. 20 — *Efectul tratamentului termic asupra difuziunii hidrogenului într-un oțel inoxidabil de tip 430*, p. 29.

L'Acciaio inossidabile, Italia, nr. 2 apr. — mai. — iun., 1978

Creșterea grăuntelui în oțelurile inoxidabile austenitice după întărire și recristalizare, p. 3 — *Coroziunea transgranulară în serpentina de încălzire a unui reactor*, p. 14 — *Microstructura oțelurilor inoxidabile austenitice*, p. 17 — *Faze precipitate la un oțel inoxidabil de tip 321 după o îmbătrînire de 17 ani la 600°C*, p. 28.

L'Acciaio inossidabile, Italia, nr. 3, iul. — aug. — sept., 1978

Comportamentul unui nou oțel inoxidabil cu conținut ridicat de Mo în instalațiile de înălbire a celulozei, p. 3 — *Atacul sărurilor topite asupra oțelurilor inoxidabile austenitice poli — și monocristaline. Aplicații metalografice*, p. 12 — *Recristalizarea și creșterea grăuntelui în oțelurile inoxidabile austenitice*, p. 13.

Bolletino Tecnico Finsider, Italia nr. 377, nov. — dec., 1978

Fabricarea oțelurilor cu conținut redus de carbon calmate cu aluminiu la instalația de turnare continuă a bramelor de la Acciaierie di Piombino și utilizate pentru matrițare medie și profundă. Rezultate și caracteristici, p. 329 — *Cuptor experimental pentru cercetarea arderii*, p. 335 — *Oțel microaliat de înaltă rezistență pentru țevi rezistente la fisurarea provocată de hidrogen*, p. 343.

Fonderie, Franța, nr. 384, dec., 1978

Caracteristicile mecanice ale fontelor albe, p. 341 — *Calculul modulilor de solidificare aparentă în piesele de turnătorie. Modificarea modulilor prin utilizarea de agenți de răcire și izolanți, prin încălzirea sau răcirea formelor*, p. 355 — *Control de recepționare la bentonite*, p. 363 — *Controlul catalizatorilor lianților organici*, p. 371.

Przeglad Odlewnictwa, Polonia, nr. 12, 1978

Ciclul optim al recoacerii de feritizare a fontei nodulare de înaltă calitate, p. 285 — *Determinarea conținutului de carbon în fontă pe baza analizei termice*, p. 291 — *Temperatura de turnare a oțelului cu crom și crom-nichel*, p. 293 — *Normarea și controlul consumului de materiale în turnătorie*, p. 298 — *Cele mai lungi miezuri executate cu ajutorul metodei cu cutie caldă*, p. 305 — *Turnarea aliajelor de cupru. Realizările anului 1977*, p. 311.

Obținerea aliajelor ternare fier-crom-nichel pe cale electrolitică

Ing. Olga Iulian
și
ing. Maria Constantinescu
Institutul politehnic — București

CZ : 541.135.9.017.13 :669

Depunerea galvanică a aliajelor fier-crom-nichel permite să se realizeze însemnate economii, prin înlocuirea pieselor masive, confecționate din oțeluri inoxidabile cu piese de oțel carbon obișnuit, acoperite cu un strat de aliaj ternar [1], [2].

Condiția de bază pentru realizarea descărcării simultane a mai multor ioni metalici din soluții de electroliți este egalizarea potențialelor de depunere. Aceasta depinde de valoarea potențialelor standard, de activitatea (concentrația) ionilor în soluție, de temperatura de lucru și de polarizațiile cu care se descarcă ionii respectivi. Cel mai eficient procedeu de apropiere a potențialelor de descărcare este variația concentrației ionilor metalici în electrolit cu ajutorul adaosurilor de complexare. Acțiunea acestora se manifestă prin deplasarea diferențiată a potențialelor staționare spre valori mai electronegative, permițînd egalarea lor [3], [4].

Diferența potențialelor se poate micșora și mai mult prin scăderea concentrației metalului ce se depune mai ușor și prin creșterea concentrației metalului care se depune mai greu sau prin variația concentrației agentului de complexare [5].

Studiul prezent își propune cercetarea influenței parametrilor legați de concentrație și de regimul de electroliză asupra compoziției aliajelor ternare fier-crom-nichel, obținute dintr-un electrolit pe bază de sulfați, cu adaos de complexon tetrasodic.

Metodele de lucru și aparatura

Cercetările experimentale au fost efectuate într-o instalație obișnuită de electroliză, compusă din sursa de curent continuu, reostat, ampermetru și celula de electroliză.

Drept catozi s-au folosit plăcuțe de oțel carbon cu o suprafață de depunere de 2 cm^2. Plăcuțele au fost șlefuite cu hîrtie de șmirghel, degresate prin frecare cu carbonat de sodiu, spălate cu apă distilată, uscate și apoi din nou degresate cu acetonă.

Ca anod s-a utilizat o plăcuță de platină cu suprafața egală cu cea a catodului.

Soluția de electrolit a avut următoarea compoziție : sulfat dublu de crom și amoniu (modificația violet), sulfat de nichel, sulfat de fier și substanțe cu rol de tampon : sulfat de aluminiu, acid boric și glicocol. Ca adaos de complexare s-a utilizat sarea tetrasodică a acidului etilendiamintetraacetic, în denumirea comercială de complexon tetrasodic.

Electrolitul a fost preparat din reactivi chimic puri și apă distilată. Modul de preparare a electrolitului necesită respectarea unor reguli în ceea ce privește ordinea de dizolvare a substanțelor și tratamentul termic al soluției.

Valoarea *p*H a electrolitului s-a menținut constantă și s-a controlat la un *p*H-metru MV 11 cu electrod de sticlă.

Temperatura electrolitului a fost menținută constantă cu o aproximație de $\pm$ 0,2°C cu ajutorul unui sistem de termostatare.

Determinarea compoziției aliajelor obținute în diferite condiții de electroliză s-a efectuat cu ajutorul unui spectrofotometru de fluorescență PE 1540, cu un cristal de fluorură de litiu, a cărui distanță interplanară este de 4,08 Å. S-a lucrat cu radiația 1 $K\alpha_1\alpha_2$ la un unghi Bragg de 57,49 pentru fier, 69,34 pentru crom și 48,64 pentru nichel.

Rezultatele experimentale

Factorii mai importanți, care influențează compoziția aliajelor fier-crom-nichel, sînt cei legați de compoziția electrolitului și anume :

— concentrația ionilor metalici care se descarcă ;

— concentrația agentului de complexare ;

— concentrația ionilor de hidrogen.

Influența conținutului de metale în electrolit s-a studiat prin menținerea constantă a conținutului total de fier, crom și nichel în soluție, egal cu aproximativ 1 M și a raportului concentrației ionilor de fier față de concentrația ionilor de nichel, iar conținutul de crom a fost variat în intervalul 0—100%. Concentrația adaosului s-a menținut constantă și anume :

Sulfat de aluminiu [$Al_2(SO_4)_2 . 18\ H_2O$]	30 g/l
Acid boric (H_3BO_3)	30 g/l
Glicocol	5 g/l
Complexon tetrasodic	250 g/l

În figura 1 sînt prezentate rezultatele experimentale privind influența concentrației ionilor metalici din electrolit asupra compoziției aliajului ternar fier-crom-nichel. S-a lucrat la temperatura de 30°C, la o densitate de curent de 20 A/dm^2, iar *p*H-ul electrolitului a fost egal cu 2.

Din analiza rezultatelor prezentate se constată că mărirea concentrației de ioni metalici din electrolit determină creșterea conținutului lor în aliaj, în mod diferențiat, pentru fiecare ion în parte; cele mai mari variații le prezintă curba fierului și cele mai mici, curba nichelului.

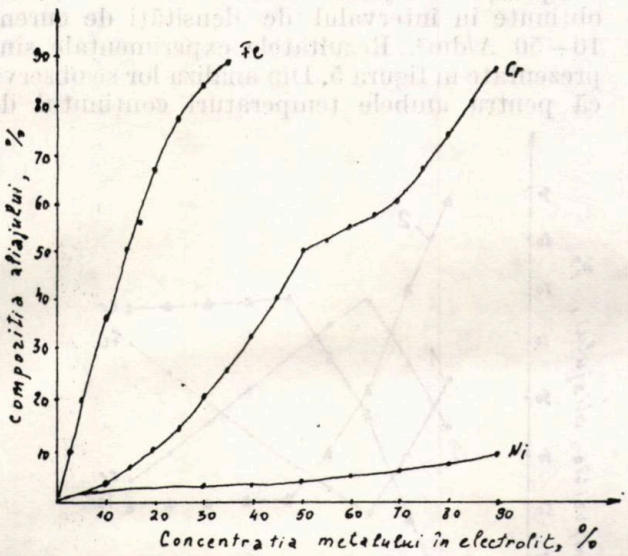


Fig. 1. Compoziția aliajului ternar fier-crom-nichel în funcție de conținutul metalelor în electrolit

Fierul se regăsește cu mult mai mult în aliaj decît în electrolit. Astfel, pentru o concentrație de 10% fier în electrolit conținutul fierului în aliaj este de 35%, iar pentru o concentrație de 35% în soluție, conținutul de fier în aliaj atinge 89%.

Pe curba nichelului se constată următoarele: o creștere a concentrației metalului în electrolit de la 10 la 90% aduce o creștere a conținutului său în aliaj numai de 8%. De asemenea, cromul prezintă un conținut mai scăzut în aliaj față de concentrația sa în electrolit. Astfel, pentru 10% crom în electrolit se regăsesc în aliaj 3%, iar pentru 80% crom în electrolit aliajul are 75% metal. Se observă că odată cu creșterea concentrației cromului în electrolit, procentul metalului în aliaj se apropia de cel din soluție. Pentru 50% crom în baie se obține un aliaj cu un conținut de 50% crom.

Rezultă că fierul se depune preferențial în raport cu celelalte metale. O explicație a acestei comportări este gradul diferit de complexare a celor trei ioni metalici; fierul este cel mai puțin complexat, fapt ce favorizează descărcarea lui preferențială. Conținutul mic de nichel în aliaj se datorează influenței celorlalți cationi, care exercită o acțiune de inhibare asupra descărcării sale.

În figura 2 este prezentată pe o diagramă în coordonate triunghiulare o comparație între concentrația ionilor de fier, crom și nichel în electrolit (curba *1*) și conținutul acestor metale în aliaj (curba *2*). Liniile punctate trasate între curbele *1* și *2* fac legătura între concentrațiile metalelor din aliaje și concentrația acestora în electroliții folosiți. Din analiza diagramei se remarcă faptul că raportul metalelor din aliaj diferă mult de raportul acestora în electrolit. Astfel, dacă în soluții raportul dintre concentrația ionilor de fier și concentrația ionilor de nichel este de 0,55, în aliajele obținute raportul devine supraunitar (între 9 și 30) ca urmare a depunerii competitive a fierului.

Influența agentului de complexare se manifestă în general prin deplasarea potențialelor de descărcare spre valori mai electronegative, astfel că viteza de depunere a metalelor la catod scade [5], [6].

Complexonul tetrasodic utilizat formează complecși cu toate cele trei metale. În figura 3 sînt prezentate rezultatele obținute în urma studierii influenței variației concentrației complexonului tetrasodic asupra compoziției aliajelor, pentru densitatea de curent de 20 A/dm², la temperatura de 25°C și la un *pH* al electrolitului egal cu 2. Odată cu creșterea concentrației de complexon, conținutul de crom din aliaj crește, conținutul de fier scade, iar cel

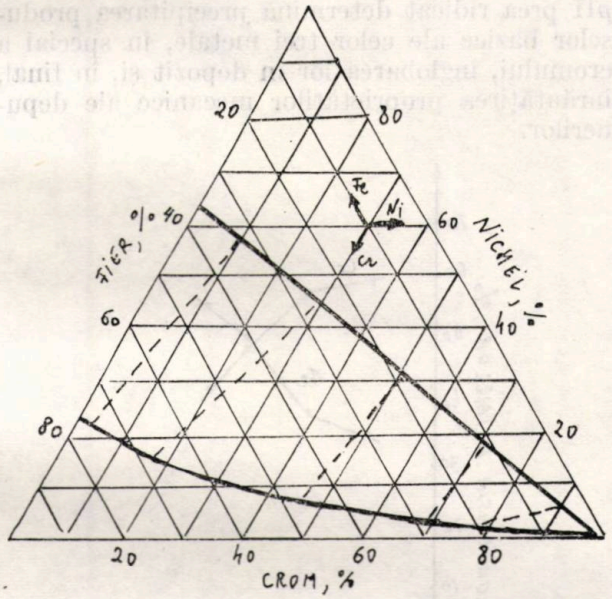


Fig. 2. Variația compoziției aliajelor fier-crom-nichel în funcție de concentrația ionilor din electrolit în coordonate triunghiulare la $pH = 2$, $t = 25°C$ și densitatea de curent de 20 A/dm²

de nichel se modifică puțin. Se constată că variația compoziției aliajelor este mai mare la un conținut mai mic de agent de complexare (150—250 g/l).

Această comportare se poate explica prin gradul diferit de complexare al celor trei metale. Trebuie menționat că domeniul de concentrații studiat este sub cantitatea necesară complexării totale a metalelor.

Influența concentrației ionilor de hidrogen asupra compoziției aliajelor fier-crom-nichel obținute galvanic este determinată de natura chimică a combinațiilor metalelor din electrolit, precum și de descărcarea simultană a

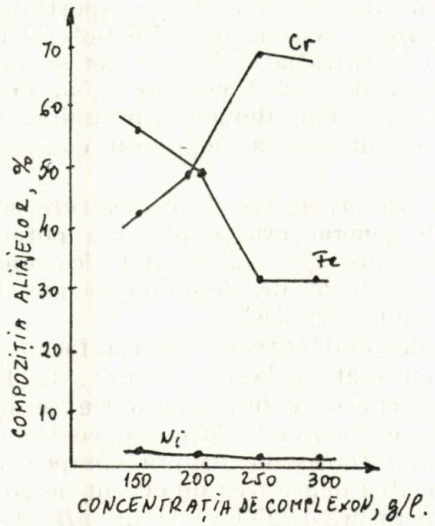


Fig. 3. Compoziția aliajelor fier-crom-nichel în funcție de concentrația complexonului tetrasodic

hidrogenului odată cu celelalte metale. Un *p*H prea ridicat determină precipitarea produselor bazice ale celor trei metale, în special a cromului, înglobarea lor în depozit și, în final, înrăutățirea proprietăților mecanice ale depunerilor.

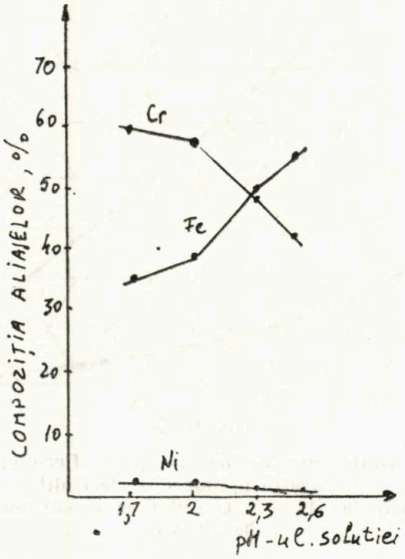


Fig. 4. Influența *p*H-ului electrolitului asupra compoziției aliajelor fier-crom-nichel la temperatura de 25°C și densitatea de curent de 30 A/dm²

Pentru a mări capacitatea de menținere a *p*H-ului electrolitului, s-au folosit ca adaosuri tampon acidul boric, glicocolul și sulfatul de aluminiu. Efectul lor de tamponare a electrolitului este maxim pe domeniul de $pH = 1{,}6-2{,}3$.

Influența *p*H-ului asupra compoziției aliajelor fier-crom-nichel este prezentată în figura 4. Se observă că ridicarea valorii *p*H-ului determină creșterea concentrației fierului și scăderea concentrației cromului și nichelului din aliaj.

Influența densității de curent. S-a studiat compoziția aliajelor ternare fier-crom-nichel, obținute în intervalul de densități de curent 10—50 A/dm². Rezultatele experimentale sînt prezentate în figura 5. Din analiza lor se observă că pentru ambele temperaturi conținutul de

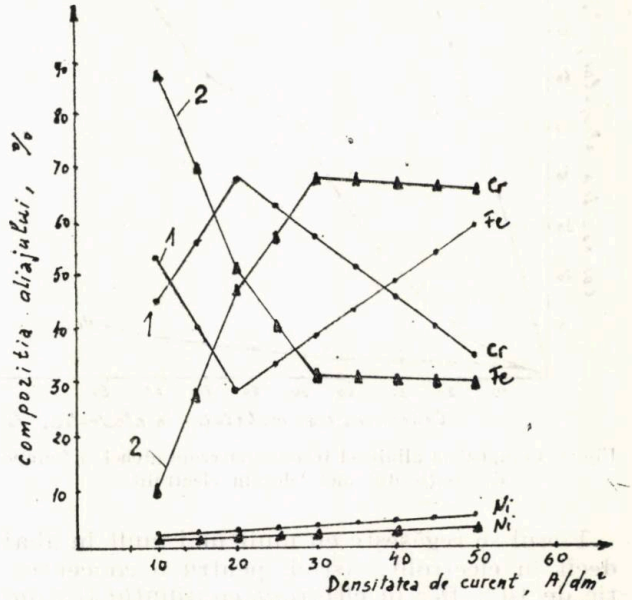


Fig. 5. Influența densității de curent asupra compoziției aliajelor ternare fier-crom-nichel:
1 — pentru temp. de 25°C;
2 — pentru temp. de 40°C

fier trece printr-un minim, cel de crom înregistrează un maxim, iar conținutul de nichel variază foarte puțin cu densitatea de curent.

Diagrama variației compoziției aliajului în funcție de densitatea de curent confirmă faptul dovedit experimental că fierul este metalul ce se depune preferențial pe întreg domeniul de lucru; conținutul lui în aliaj se menține la valori superioare concentrației ionilor săi din electrolit, iar procentele de crom și de nichel la valori sub cele prezentate de aceste metale în soluție. La densități de curent mai mici apare o variație bruscă a compoziției aliajului, în care concentrația metalului ce se depune preferențial (fierul) scade, iar concentrația cromului crește.

Urmează un domeniu în care are loc creșterea conținutului de fier și scăderea conținutului de crom în aliaj odată cu creșterea densității de curent.

Această comportare este rezultatul unui proces de polarizare-depolarizare, care influențează depunerea simultană a cationilor. Compoziția aliajelor depinde de concentrația ionilor metalici din stratul de soluție limitrof catodului.

Influența densității de curent asupra conținutului de metale în aliajul fier-crom-nichel se

explică prin ipoteza potrivit căreia procesul de depunere s-ar afla sub controlul difuziei la densităţi de curent mari. Filmul catodic devine mai sărac în ioni de crom care, în acest caz, se depun cu o viteză mai mică, permiţînd ionilor de fier să se descarce în cantitate mai mare.

Variaţia randamentului de curent cu densitatea de curent pentru aliajele ternare studiate este redată în figura 6 pentru două temperaturi şi pentru un electrolit cu pH = 2. Randamentul total pentru aliaj creşte cu mărirea den-

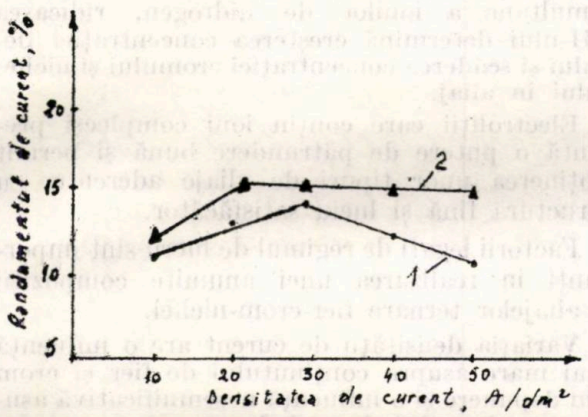


Fig. 6. Randamentele de curent pentru depunerea aliajelor fier-crom-nichel în funcţie de densitatea de curent: *1* — pentru temperatura de 25°C; *2* — pentru temperatura de 40°C

sităţii de curent, curbele prezentînd maxime puţin pronunţate în domeniul 20—30 A/dm². Valorile randamentului de curent sînt cuprinse între 11 şi 15,5 %. Randamentele de curent parţiale ale fierului şi cromului prezintă variaţii mai mari, iar randamentele de depunere a nichelului rămîn aproximativ constante.

Randamentele parţiale ale metalelor R s-au calculat cu relaţia:

$$R = \frac{G}{K \cdot I \cdot t} \qquad (1)$$

în care: G este greutatea metalului depus la catod, g;
K — echivalentul electrochimic al metalului, g/Ah;
I — intensitatea curentului de depunere, A;
t — timpul de electroliză, h.

Randamentul total al aliajului a fost calculat cu relaţia:

$$R = \frac{G}{I \cdot t \cdot E} \qquad (2)$$

unde: G este greutatea aliajului obţinut pe catod, g;
I şi t au aceleaşi semnificaţii şi aceleaşi unităţi de măsură ca mai sus;
E — echivalentul electrochimic al aliajului în g/Ah, calculat cu relaţia lui Gray pentru un aliaj ternar

$$E = K_{Fe} \cdot K_{Cr} \cdot K_{Ni} (P_{Fe} \cdot K_{Cr} \cdot K_{Ni} + P_{Cr} \cdot K_{Fe} \cdot K_{Ni} + P_{Ni} \cdot K_{Fe} \cdot K_{Cr}) \qquad (3)$$

în care: K_{Fe}, K_{Cr}, K_{Ni} sînt echivalenţii electrochimici ai metalelor respective, g/Ah;
P_{Fe}, P_{Cr}, P_{Ni} — conţinutul de fier, crom şi nichel în aliaj, %.

Aspectul depunerii variază cu densitatea de curent pentru o temperatură dată şi anume că luciul depunerii de aliaj creşte cu densitatea de curent. Probele obţinute la densităţi de curent mici şi medii prezintă un aspect uniform lucios sau semilucios. Aliajele ce se depun la densităţi mari de curent sînt mai lucioase, dar prezintă exfolieri pe margini.

Influenţa temperaturii. Electrolitul pe bază de sulfaţi, cu adaos de complexon tetrasodic, a fost studiat în domeniul de temperaturi cuprinse între 25 şi 70°C. Rezultatele obţinute pentru densitatea de curent de 30 A/dm² şi o

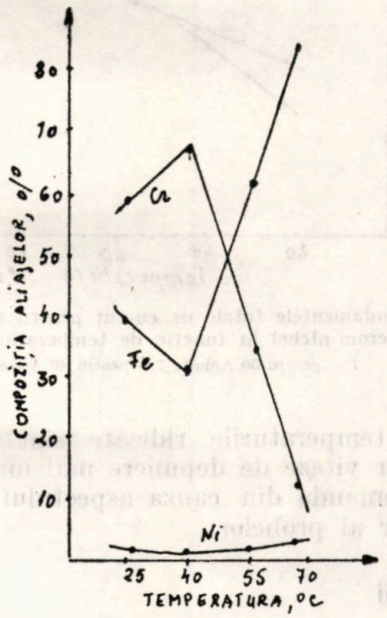


Fig. 7. Variaţia compoziţiei aliajelor fier-crom-nichel cu temperatura

valoare a pH sînt prezentate în figura 7. Se observă că temperaturile ridicate sînt favorabile creşterii conţinutului de fier şi scăderii conţinutului de crom din aliaj. Variaţia cu temperatura a procentului de nichel din aliaj este mică în comparaţie cu variaţia celorlalte metale. La temperatura de 40°C se obţine un minim pentru conţinutul de fier şi un maxim pentru procentul de crom din aliaj.

Efectul temperaturii asupra compoziţiei aliajelor este rezultatul acţiunii simultane asupra potenţialului, asupra polarizaţiei şi asupra concentraţiei ionilor din stratul dublu electrochimîc. Astfel, cu creşterea temperaturii potenţialul devine mai electropozitiv, ceea ce conferă temperaturii un caracter depolarizant. Temperatura provoacă o mărire a concentraţiei ionilor metalici în stratul dublu electrochimic, deoarece vitezele de difuzie şi de convecţie cresc cu mărirea acestui parametru. Creşterea concentraţiei de ioni metalici la interfaţa catod-soluţie favorizează mărirea concentraţiei în aliaj a metalului ce se depune preferenţial [7]. În acelaşi timp, temperatura exercită influenţă diferită asupra polarizaţiei de descărcare a ionilor de fier, crom, nichel şi hidrogen.

Randamentele de curent totale prezintă o creştere continuă cu mărirea temperaturii, după cum se vede din figura 8. Pentru densităţi de curent mai mari creşterea este mai accentuată.

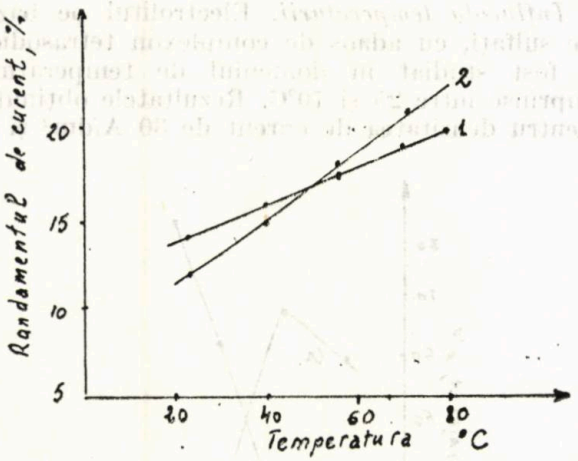


Fig. 8. Randamentele totale de curent pentru aliajele fier-crom-nichel în funcţie de temperatură:
1 – pentru 30 A/dm²; *2* – pentru 40 A/dm²

Deşi temperaturile ridicate sînt favorabile unor viteze de depunere mai mari, nu se pot recomanda din cauza aspectului necorespunzător al probelor.

Concluzii

Cercetările efectuate au relevat o strînsă dependenţă între compoziţia aliajelor şi conţinutul metalelor din electrolit.

Creşterea concentraţiei de ioni metalici din electrolit determină creşterea conţinutului lor în aliaj, în mod diferenţiat. Fierul este metalul care se depune preferenţial, concentraţia lui în aliaj fiind în toate cazurile mai mare decît concentraţia în electrolit, în timp ce conţinutul de crom şi nichel din aliaj se află sub valoarea concentraţiilor lor din soluţie.

Variaţia concentraţiei de complexon tetrasodic determină variaţii importante ale compoziţiei aliajelor pe domeniul 150—300 g/l. Din punct de vedere al variaţiei compoziţiei şi al aspectului depunerilor se recomandă folosirea electroliţilor cu conţinut ridicat de complexon tetrasodic (250—300 g/l).

Datorită atît stabilităţii diferite a ionilor complecşi prezenţi în soluţie, cît şi descărcării simultane a ionilor de hidrogen, ridicarea *p*H-ului determină creşterea concentraţiei fierului şi scăderea concentraţiei cromului şi nichelului în aliaj.

Electroliţii care conţin ioni complecşi prezintă o putere de pătrundere bună şi permit obţinerea unor tipuri de aliaje aderente, cu structură fină şi luciu satisfăcător.

Factorii legaţi de regimul de lucru sînt importanţi în realizarea unei anumite compoziţii a aliajelor ternare fier-crom-nichel.

Variaţia densităţii de curent are o influenţă mai mare asupra conţinutului de fier şi crom din depunere şi o influenţă nesemnificativă asupra conţinutului de nichel.

Randamentele de curent totale cresc odată cu mărirea densităţii de curent.

Temperaturile ridicate sînt favorabile aliajelor cu conţinut ridicat de fier şi cu conţinut scăzut de crom. Acest fapt se datorează influenţei diferenţiate pe care o exercită temperatura asupra polarizaţiei de descărcare a ionilor metalici. Variaţia conţinutului de nichel în aliaj este foarte mică.

Randamentele de curent totale prezintă o creştere continuă cu temperatura.

Din punct de vedere al aspectului şi proprietăţilor aliajelor fier-crom-nichel se recomandă temperatura de 20—25°C şi densităţi de curent mici şi medii.

BIBLIOGRAFIE

[1] Brenner, A. *Electrodposition of Alloys.* New-York, Academic Press, 1963.

[2] Firoiu, C. şi Iulian, O. În: Rev. de Chimie, nr. 4, 1974, p. 307.

[3] Ray, S. R. şi Banerjee, T. În: Electroplating Metal Finishing, 20, 1967, p. 109.

[4] Kater, I. M., Petrova, O. A. şi Vitkin, A. J. În: J. prikl. him., nr. 10, 1968, p. 2300.

[5] Zitner, L. A., Rotinian, A. L. şi Fedotiev, N. P. În: J. prikl. him., nr. 10, 1968, p. 2201.

[6] Chisholm, C. U. şi Carnegie, R. J. G. În: Plating, nr. 1, 1972, p. 518.

[7] Domnikov, L. În: Metal Finishing, nr. 3, 1964, p. 61.

Dr. ing. A. Munteanu, ing. A. Popa,
ing. I. Ciobanu
Universitatea din Brașov
dr. ing. A. Teodorescu
I.M.F.—Sinaia
și
ing. S. Gherasim
Uzina „Rulmentul" — Brașov

Comparație între operația de nitrurare gazoasă și operația de cianizare în cazul oțelului OLC 45

CZ : 621.785.53 : 669.14

Avantajul operației de nitrurare față de alte tratamente termochimice clasice este cunoscut, fiind legat de costul redus, simplitatea execuției, lipsa deformațiilor și fisurilor, lipsa unui tratament termic ulterior, rezistența mare la uzare, stabilitatea proprietăților în timp la temperaturi ridicate în prezența unor medii corosive etc. Cu toate neajunsurile (productivitate mică, adîncime redusă de strat — deci sarcini specifice mici — fragilitate în strat), acest procedeu își găsește o tot mai largă aplicabilitate în formele clasice sau îmbunătățite prin aportul celor mai noi cuceriri ale tehnicii.

Saturarea stratului superficial în azot se poate efectua după cum este știut în mediu lichid, gazos sau mai nou în plasmă.

În această lucrare s-a urmărit să se analizeze comparativ prin prisma rezultatelor obținute procedeul de nitrurare gazoasă și procedeul de cianizare în cazul utilizării unui oțel carbon de calitate și anume OLC 45 STAS 880—66.

Lucrarea s-a efectuat ca urmare a unor necesități de ordin practic apărute la Întreprinderea de autocamioane din Brașov la reperul „Roată dințată distribuție" executată din acest oțel.

La acest reper firma licențiatoare prevedea ca tratament termic final nitrurarea gazoasă, însă posibilitățile concrete ale secției permiteau numai executarea unei cianizări în băi de săruri.

Modul de lucru. Pentru această analiză și pentru studiul suplimentar al influenței structurii inițiale asupra celor două procedee de tratament termochimic și în final asupra rezultatelor finale (structură strat, rezistență la uzare), din același semifabricat de Ø 30 mm din OLC 45 s-au executat 60 epruvete cu Ø 26 × × 4mm, cu un orificiu central de Ø 12 mm.

Forma și dimensiunile epruvetei au fost impuse de instalația de încercare la uzare, executată de I.S.I.M. — Timișoara și aflată în dotarea întreprinderii „Rulmentul" — Brașov [3].

Cele 60 de epruvete, cu aceeași compoziție chimică, au fost împărțite în două loturi, care au fost supuse unor tratamente termice diferite și anume :

— 30 epruvete au fost normalizate ;
— 30 epruvete au fost îmbunătățite.

Duritatea medie după normalizare a fost de 230 *HB*, iar după îmbunătățire, de 280 *HB*.

Fiecare din aceste două loturi de epruvete au fost împărțite în cîte două grupe a 15 bucăți, iar apoi din fiecare lot o grupă a fost supusă unei operații de nitrurare gazoasă, iar cealaltă grupă, cianizării.

Cianizarea s-a efectuat pe o instalație Tenifer existentă la I.A.—Brașov, și a avut următorii parametri tehnologici :

— temperatura băii — 570°C ;
— timpul de menținere — 120 min ;
— compoziția băii — 54 % KCN ; 32,3 % KCNO ;
— răcirea după nitrurare — în apă.

Nitrurarea gazoasă s-a executat la I.M.F.— Sinaia pe o instalație specializată destinată acestei operații și a avut următorii parametri tehnologici :

— temperatura cuptorului — 600°C ;
— timpul de menținere — 120 min ;
— mediul de nitrurare — amoniac ;
— gradul de disociere — 45 %.

Diferența de temperatură între cele două procedee nu a putut fi evitată, datorită faptului că epruvetele au fost nitrurate împreună cu alte repere, specifice fiecărei întreprinderi, ce impuneau respectarea tehnologiei în conformitate cu planul de operație.

Rezultate experimentale. În urma nitrurării și a cianizării în epruvetă se pot distinge două zone și anume :

— la suprafață, zona stratului alb, format din carbonitruri foarte fine, foarte dure și fragile ;

— zona de difuzie a azotului (care nu este vizibilă la microscop), zonă ce poate atinge adîncimi variabile, între 0,2 și 0,5 mm, funcție de durata procesului.

Comparînd microstructurile epruvetelor cianizate cu microstructurile epruvetelor nitrurate gazos se poate constata că zona stratului alb în cazul cianizării este mai mare decît în cazul nitrurării gazoase și că la ambele procedee grosimea acestei zone depinde și de structura inițială a epruvetei (fig. 1 și 2).

În cazul epruvetelor normalizate, deci cu o structură inițială ferito-perlitică în care distribuția fazelor (ferita și cementita) este neuniformă, zona stratului alb are aproximativ 4 μm, pe cînd în cazul epruvetelor îmbunătățite, la care fazele sînt uniform distribuite, zona stratului alb este mult mai mică și anume sub 1 μm.

Fig. 1. Microstructura epruvetei îmbunătăţite şi cianizate (500 : 1)

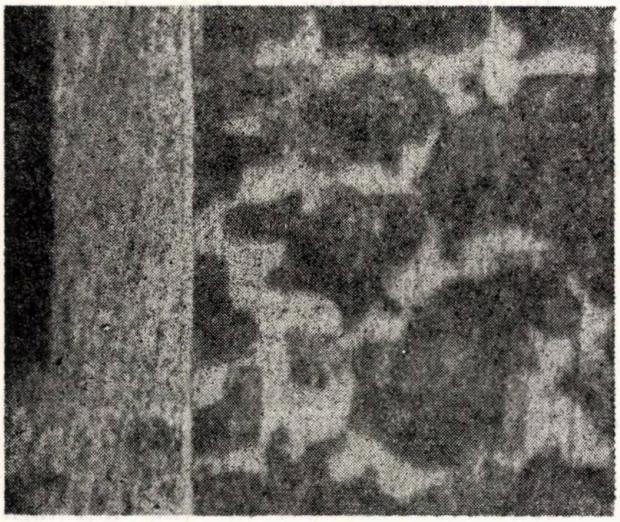


Fig. 2. Microstructura epruvetei normalizate şi cianizate (500 : 1)

Întrucît zona stratului de difuzie nu poate fi observată la microscop, adîncimea stratului se poate determina cu ajutorul încercării, de microduritate, măsurată radial la distanţe de 0,05 mm.

În tabelul 1 sînt date centralizat valorile microdurităţii obţinute pe cele patru grupe de epruvete.

Rezultatele din tabelul 1 sînt prezentate grafic în figura 3.

Din variaţia microdurităţii se poate constata că epruvetele cianizate au în cazul acestui oţel o duritate superioară celor nitrurate gazos.

De asemenea zona de difuzie a azotului la cianizare este mai mare şi este mai puternic influenţată de tratamentul termic iniţial.

În ambele cazuri însă tratamentul termic de îmbunătăţire favorizează procesul de difuzie al azotului în strat, determinînd o creştere sensibilă a adîncimii şi durităţii.

Tabelul 1

Distribuţia durităţii în strat

Distanţa de la suprafaţă, mm	Duritatea, *HV*			
	Cianizare		Nitrurare gazoasă	
	îmbunătăţit	normalizat	îmbunătăţit	normalizat
strat	489	446	424	405
0,05	454	415	382	361
0,10	426	383	362	348
0,15	401	353	343	326
0,20	363	336	327	309
0,25	338	320	320	300
0,30	319	300	315	292
0,35	302	278	300	284
0,40	300	276	293	278

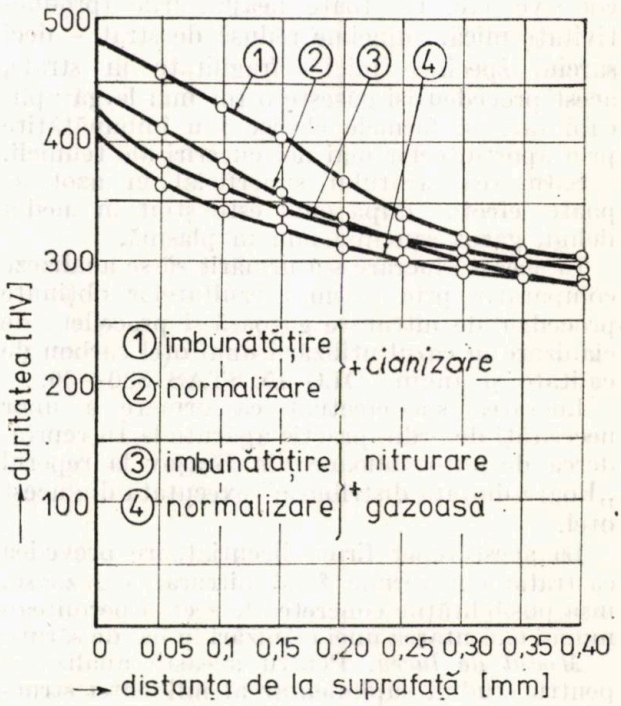


Fig. 3. Variaţia durităţii în strat

Încercarea de rezistenţă la uzare s-a efectuat la toate cele 60 epruvete şi a fost executată la întreprinderea „Rulmentul" — Braşov pe o maşină de încercare la uzare de contact, sferă-plan [3].

Presiunea herţiară de contact dintre epruvetele de încercat de dimensiunile amintite şi bilele etalon s-a realizat prin tensionarea unui arc etalonat, cu o sarcină constantă de 75 daN.

În timpul lucrului, spaţiul epruvetă-bile a fost spălat de un film de ulei care asigură ungerea şi răcirea ansamblului.

Decuplarea maşinii s-a realizat automat odată cu apariţia pe suprafaţa epruvetei a unei amprente circulare cu o adîncime de 0,5 mm.

Prelucrarea datelor experimentale provenite din încercările la oboseală de contact s-a efectuat prin analiza statistică [4] a distribuției durabilității exprimate în numărul de rotații „N_i" pînă la apariția uzării.

Întrucît distribuția experimentală a durabilităților pe fiecare grup de epruvete încercate s-a considerat a fi log-normală, s-a procedat în felul următor :

Durabilitățile selecției „N_i" obținute prin încercări de uzură s-au ordonat crescător și din numărul de ordine „i", asociat fiecărei durabilități, ținînd seamă de numărul de epruvete încercate „n" s-a calculat probabilitatea mediană de distrugere cu relația :

$$P_i = (i - 0{,}3)/(n + 0{,}9) \quad \text{unde} \quad i = 1 - 15, \quad \text{iar} \quad n = 15$$

Rezultatele încercării de oboseală pentru cele patru grupe de epruvete (perechile de valori $P_i \div N_i$) sînt prezentate în figura 4.

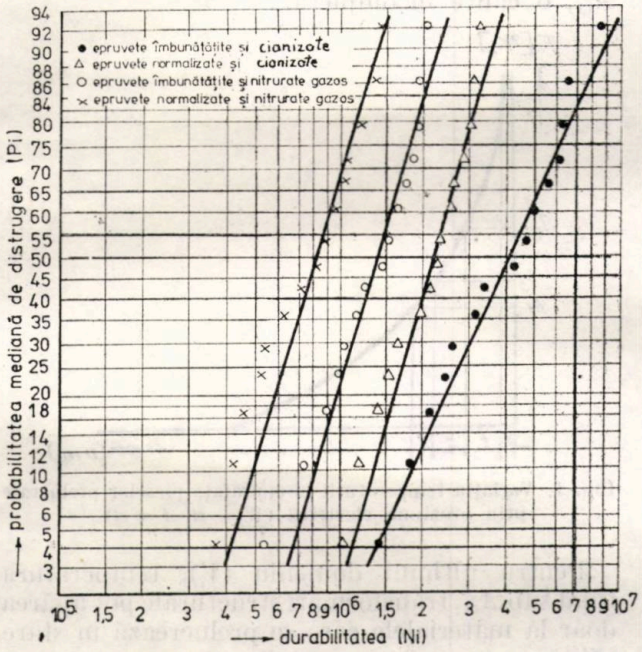


Fig. 4. Prezentarea centralizată a încercării la oboseală de contact

Folosind metoda celor mai mici pătrate, în figura 4 s-a trasat dreapta ajustată a punctelor experimentale, pentru fiecare grupă de epruvete.

Pentru analiza procedeelor tehnologice menționate prin prisma rezistenței la uzare de contact, s-a apelat la compararea dispersiilor „S^2", folosindu-se testul de semnificație Fischer.

Conform acestui test raportul

$$F = \frac{S_1^2}{S_2^2} \quad \text{în care} \quad (S_1^2 > S_2^2),$$

se compară cu o valoare „F_p" a distribuției Fischer extrasă din tabele statistice, funcție de numărul epruvetelor încercate dintr-o grupă, pentru o anumită probabilitate.

Dispersiile S^2 ale rezultatelor încercărilor pentru fiecare grupă se determină cu relația :

$$S^2 = \frac{\sum (N_i - \widetilde{N})^2}{n - 1}$$

unde $\widetilde{N}$ este media valorii durabilității unui grup de epruvete ;

N_i — valoarea durabilității fiecărei epruvete din grup ;

n — numărul de epruvete din grup.

Dacă „F" calculat este mai mare ca „F_p" se poate afirma cu o certitudine de 95 % că rezultatele sînt semnificative și nu întîmplătoare.

Comparînd două cîte două dispersiile pentru procedeele analizate se poate afirma că epruvetele îmbunătățite și cianizate ulterior executate din OLC 45 prezintă în mod cert rezistență la uzarea cea mai ridicată. De asemenea epruvetele normalizate și cianizate sînt superioare celor nitrurate gazos indiferent de structura inițială de normalizare sau îmbunătățire.

Nu se poate însă afirma cu certitudine că în cazul nitrurării gazoase cu regimul prezentat pentru acest oțel structura inițială are o influență semnificativă asupra rezistenței la uzare.

Concluzii

În cazul oțelului OLC 45, aplicarea operației de cianizare este mai avantajoasă, asigurînd : adîncimea, duritatea stratului, precum și o rezistență la uzare superioară nitrurării gazoase.

În mod cert structura de îmbunătățire favorizează procesul de difuzie al azotului, realizînd un strat alb de o grosime mai mică, deci o fragilitate a zonei superficiale mai redusă.

Pentru acest oțel, atunci cînd se aplică nitrurarea gazoasă, structura inițială are o influență mai mică asupra distribuției durității în strat și o influență nesemnificativă asupra rezistenței la uzare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Popescu, N. și Vitănescu, C. *Tehnologia tratamentelor termice*. București, Ed. tehnică, 1974.

[2] Mantea, St. și Dulămiță, T. *Teoria și practica tratamentelor termice*. București, Ed. tehnică, 1966.

[3] Safta, V., Mateiu, H. și Farbaș, N. În : Metalurgia, nr. 1, 1978, p. 12.

[4] Juran, J. M. și Gryna, F. M. *Calitatea produselor*. București, Ed. tehnică, 1973.

Cercetări asupra transformărilor structurale și proprietăților straturilor superficiale ale oțelurilor de scule prelucrate prin eroziune electrică

Dr. ing. I. Carțiș
Institutul politehnic „Traian Vuia" — Timișoara

CZ : 669.14.018.25

Prelucrarea materialelor metalice prin eroziune electrică are la bază efectul termic al descărcării prin scînteie [1], [2], [3]. Ca urmare, parte din căldura dezvoltată se va propaga înspre interiorul piesei pe o anumită adîncime, putînd provoca apariția anumitor modificări de structură și de proprietăți pe suprafața piesei. Grosimea stratului influențat termic este determinat în primul rînd de parametrii regimului electric și în mai mică măsură de caracteristicile fizice ale materialului piesei prelucrate.

Influența parametrilor regimului de prelucrare

Energia impulsului de curent. Producerea și transmiterea instantanee a căldurii de la sursă (scînteie) la piesă face ca un volum foarte mic de material să preia o cantitate relativ mare de energie sub formă de căldură. Cîmpul termic care apare se poate scrie, pentru surse instantanee și punctiforme ce acționează asupra unor corpuri de lungime infinită, sub forma relației (1) :

$$T(x, t) = \frac{W}{c \cdot \rho \cdot (4 \cdot \pi \cdot a \cdot t)^{3/2}} \cdot e^{-\frac{x^2}{4at}} \qquad (1)$$

în care :

T este temperatura într-un punct al cîmpului termic, °C ;
x — vectorul de poziție cu originea în punctul de aplicare a sursei, m ;
t — timpul, s ;
W — intensitatea sursei, J ;
c — căldura specifică a materialului prelucrat, $\frac{J}{kg°K}$;
ρ — masa specifică, $\frac{kg}{m^3}$;
a — difuzivitatea termică, $\frac{m^2}{s}$.

Pentru un anumit regim de prelucrare (W și t rămîn constante) admițînd că valoarea constantelor termofizice rămîne neschimbată, se obține relația :

$$T = f(x), \qquad (2)$$

a cărei reprezentare grafică este redată în figura 1, din care se disting cinci domenii diferite.

Materialul din domeniul *I* este vaporizat și expulzat în spațiul dintre electrozi, cel din domeniul *II* este topit și numai în parte este împroșcat în spațiul de lucru, parte se solidifică pe suprafața piesei și datorită răcirii rapide, sub acțiunea lichidului dielectric, el este supus unor transformări structurale specifice acestor condiții.

Pentru domeniul *III*, temperatura fiind superioară punctului $A_{c3}(A_{ccem})$ este de așteptat să apară o călire completă a materialului, iar pentru domeniul *IV*, cuprins între $A_{c3}(A_{ccem})$ și A_{c1}, o călire incompletă.

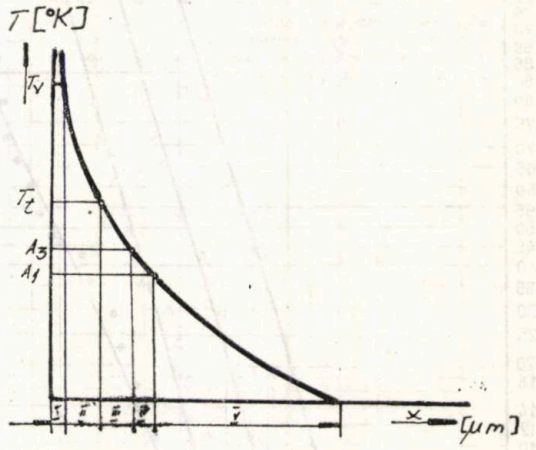


Fig. 1. Variația temperaturii la suprafața pieselor prelucrate prin eroziune electrică ($W = ct$, $t = ct$)

Pentru ultimul domeniu (V), temperatura fiind sub A_{c1}, transformări structurale pot apărea doar la materialele care se prelucrează în stare călită.

Dependența adîncimii de propagare a căldurii în suprafața piesei, de energia impulsurilor, de curent $x = f(W)$ se obține din relația (1) sub forma :

$$x = \sqrt{4 \cdot a \cdot t \ln \frac{W}{c \cdot \rho \cdot T \cdot (4 \cdot \pi \cdot a \cdot t)^{3/2}}} \qquad (3)$$

care în condițiile menținerii constante a celorlalte mărimi este exprimată grafic în figurile 2 și 3 pentru oțelurile OSC8 și Rp3, curbele respective fiind trasate direct pe calculator.

Din graficele prezentate se constată că odată cu creșterea energiei impulsului și grosimile straturilor afectate de transformări structurale se măresc.

Durata proceselor de transfer de căldură de la sursa termică la materialul supus eroziunii. În conformitate cu [1], la creşterea duratei impulsului cantitatea de material erodat creşte şi ca urmare a faptului că propagarea căldurii

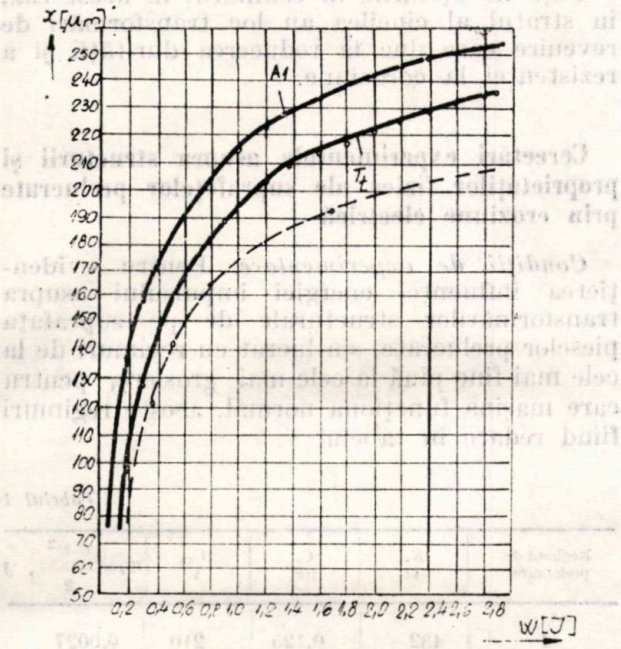


Fig. 2. Variaţia grosimii straturilor care comportă modificări structurale la prelucrarea oţelului OSC10

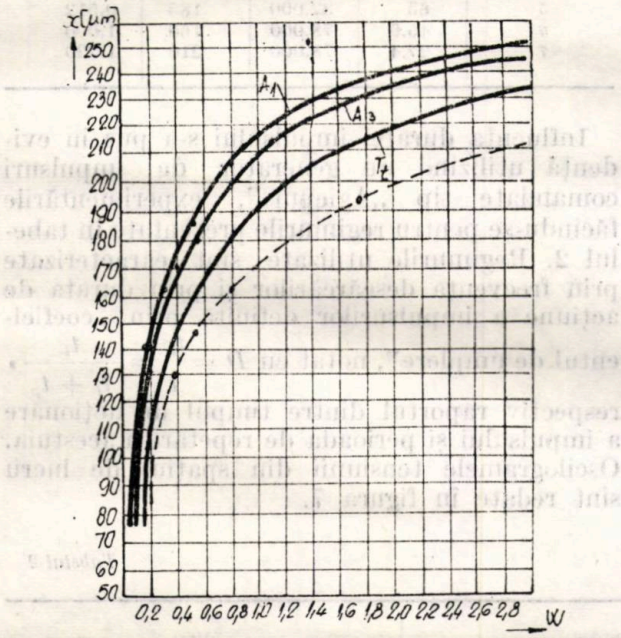


Fig. 3. Variaţia grosimii straturilor care comportă modificări structurale la prelucrarea oţelului Rp3

se face tot mai în profunzime. Pe acelaşi considerent şi adîncimea stratului influenţat termic se va mări.

Matematic această afirmaţie este susţinută tot de relaţia (3), cînd se acceptă ca singură variabilă durata impulsului, iar grafic, funcţia respectivă redată în figura 4 evidenţiază creşterea lăţimii celor cinci domenii, care prezintă transformări odată cu creşterea duratei impulsului.

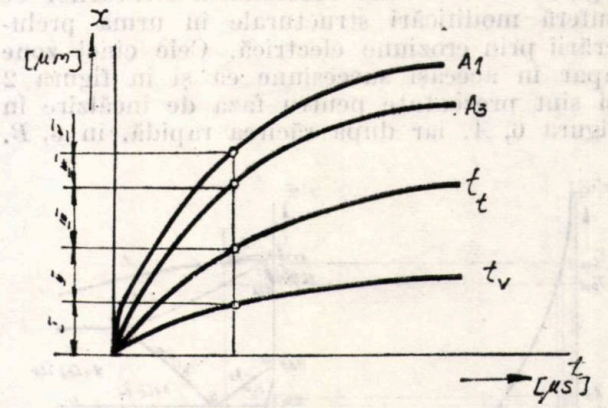


Fig. 4. Variaţia grosimii straturilor superficiale care suferă modificări structurale, funcţie de durata impulsului

Compoziţia chimică şi starea materialului prelucrat

Influenţa compoziţiei chimice a materialului prelucrat se manifestă atît prin valoarea constantelor termofizice, cît şi prin poziţia punctelor critice de transformare.

Pentru prelucrarea cu un regim determinat, s-au construit curbele de variaţie a grosimii stratului călit complet şi incomplet pentru oţelurile carbon de calitate, forma lor fiind redată în figura 5. Pentru stratul de fuziune depus pe suprafaţa piesei, nu s-a putut stabili un sistem riguros de determinare prin calcul a grosimii lui, aceasta urmînd a se face experimental.

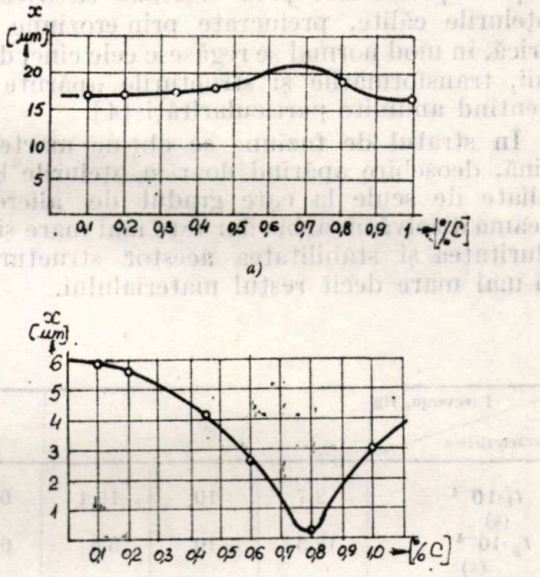


Fig. 5. Variaţia grosimii substratului călit complet (*a*) şi incomplet (*b*), determinat prin calcul, funcţie de %C, la prelucrarea oţelurilor carbon cu $W = 1{,}6$ J

Oţeluri cu structura în echilibru, prelucrate prin eroziune electrică. Pentru un oţel carbon de concentraţie curentă (C_x % C), avînd structura în echilibru, s-a conceput schema din figura 6, care redă succesiunea straturilor ce suferă modificări structurale în urma prelucrării prin eroziune electrică. Cele cinci zone apar în aceeaşi succesiune ca şi în figura 2 şi sînt prezentate pentru faza de încălzire în figura 6, *A*, iar după răcirea rapidă, în 6, *B*.

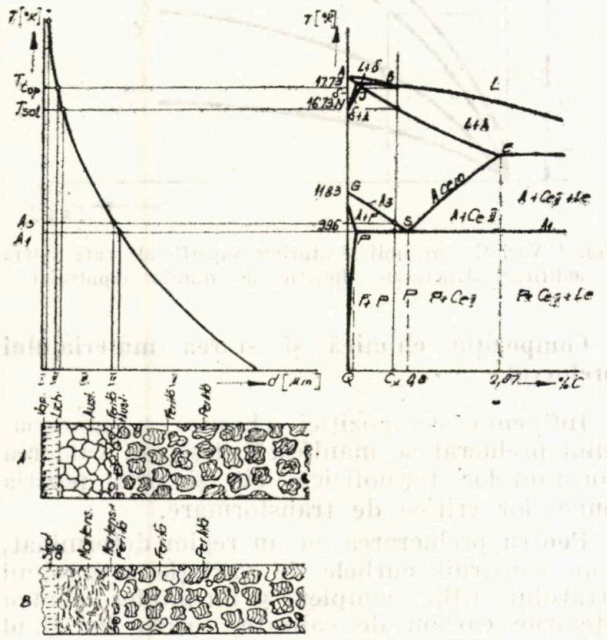


Fig. 6. Repartizarea schematică a succesiunii structurilor: *A* — la sfîrşitul perioadei de încălzire; *B* — la sfîrşitul perioadei de răcire

Oţeluri cu structura în afară de echilibru supuse prelucrării prin eroziune electrică. La oţelurile călite, prelucrate prin eroziune electrică, în mod normal se regăsesc cele cinci domenii, transformările şi structurile apărute prezentînd anumite particularităţi [4].

În stratul de fuziune se obţine martensită fină, deosebire apărînd doar la oţelurile bogat aliate de scule la care gradul de aliere pe seama dizolvării carburilor este mai mare şi deci duritatea şi stabilitatea acestor structuri va fi mai mare decît restul materialului.

În stratul al treilea, materialul este recălit şi în consecinţă va prezenta tot martensită, eventual ceva mai fină, iar în stratul patru modificările vor fi nesemnificative întrucît se produce o recălire incompletă.

Faţă de oţelurile în echilibru, în acest caz, în stratul al cincilea au loc transformări de revenire care duc la reducerea durităţii şi a rezistenţei la coroziune.

Cercetări experimentale asupra structurii şi proprietăţilor fizice ale suprafeţelor prelucrate prin eroziune electrică

Condiţii de experimentare. Pentru evidenţierea influenţei energiei impulsului asupra transformărilor structurale de pe suprafaţa pieselor prelucrate, s-a lucrat cu regimuri de la cele mai fine pînă la cele mai grosiere, pentru care maşina funcţiona normal, aceste regimuri fiind redate în tabelul 1.

Tabelul 1

Regimul de prelucrare	R, Ω	C, μF	U_c, V	$W_i = \frac{C \cdot U_c^2}{2}$, J
1	432	0,125	210	0,0027
2	166	0,750	235	0,0207
3	45,6	12,000	160	0,154
4	45,6	12,000	235	0,332
5	65	32,000	185	0,512
6	45,6	78,000	160	1,000
7	27,4	78,000	210	1,720

Influenţa duratei impulsului s-a pus în evidenţă utilizînd un generator de impulsuri comandate tip „Agiepuls", experimentările făcîndu-se pentru regimurile prezentate în tabelul 2. Regimurile utilizate sînt caracterizate prin frecvenţa descărcărilor şi prin durata de acţiune a impulsurilor definită prin „coeficientul de umplere", notat cu $D = \frac{t_i}{t} = \frac{t_i}{t_i + t_p}$, respectiv raportul dintre timpul de acţionare a impulsului şi perioada de repetare a acestuia. Oscilogramele tensiunii din spaţiul de lucru sînt redate în figura 7.

Tabelul 2

Frecvenţa, Hg / Caracteristica	500			12 000			70 000		
$t_i \cdot 10^{-4}$ (s)	2,7	10	16,4	0,116	0,415	0,714	0,0196	0,071	0,1224
$t_p \cdot 10^{-4}$ (s)	17,3	10	3,6	0,714	0,415	0,116	0,1224	0,071	0,196
$t \cdot 10^{-4}$ (s)	20	20	20	0,83	0,83	0,83	0,142	0,142	0,142
D	0,14	0,5	0,82	0,14	0,5	0,82	0,14	0,5	0,82

În vederea determinării influenței compoziției chimice și a stării materialului, s-au prelucrat probe atît în stare de echilibru, cît și în stare călită din oțeluri OLC10 ; OLC20 ; OLC35 ; OLC45 ; OLC60 ; OSC8 ; OSC10 ; W23 ; VSCW45 ; VCW85 ; C120 și Rp3.

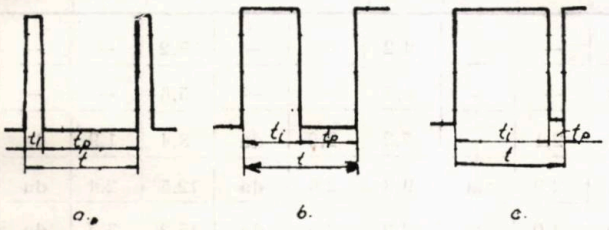


Fig. 7. Oscilogramele ridicate pentru cele trei durate ale impulsurilor folosite la prelucrare

Interpretarea rezultatelor experimentale. Cercetările metalografice au confirmat pentru toate materialele prelucrate și regimurile de lucru utilizate existența pe suprafețele prelucrate a stratului de fuziune (alb). Acest strat este foarte rezistent la coroziune, iar grosimea lui crește cu energia impulsului de curent, după cum se vede și din figurile 8, 9 și tabelul 3.

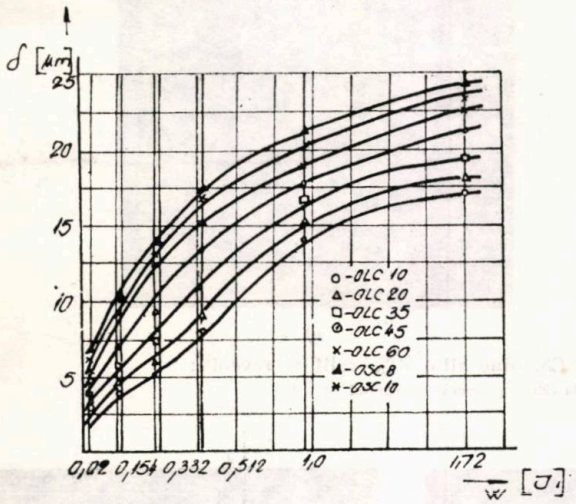


Fig. 8. Variația grosimii stratului alb funcție de energia impulsului pentru cazul prelucrării oțelurilor carbon

De la anumite regimuri de lucru apar pori și microfisuri (tabelul 3 și fig. 11—14).

Stratul de fuziune este constituit din martensită, fină, după cum se vede din microstructurile prezentate în figurile 11, 12.

Existența substratului călit complet (încălzit peste A_{c3}, respectiv A_{ccem}) și a celui călit incomplet (încălzire între A_{c1} și A_{c3}, respectiv A_{ccem}) a fost dovedită prin microstructurile din figurile 11—14.

În limitele călirii complete, acest strat este format numai din martensită și austenită reziduală, în timp ce pentru zona călită incomplet fazele proeutectoide (ferita, respectiv cementita secundară) sînt prezentate alături de martensită (fig. 10).

Măsurătorile, efectuate pe probe prelucrate cu durate și frecvențe diferite ale impulsurilor, arată că grosimea straturilor care prezintă transformări structurale crește cu durata impulsurilor (fig. 15 și 16).

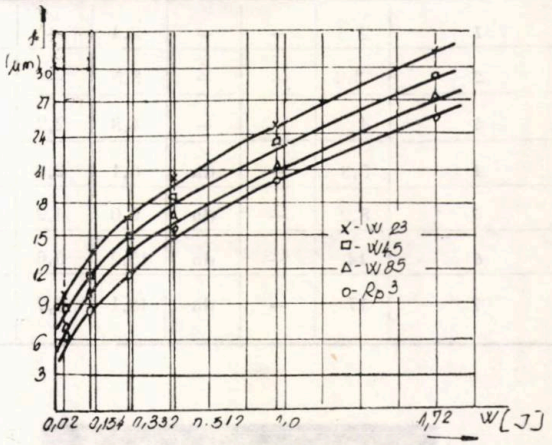


Fig. 9. Variația grosimii stratului alb funcție de energia impulsului în cazul prelucrării oțelurilor aliate de scule

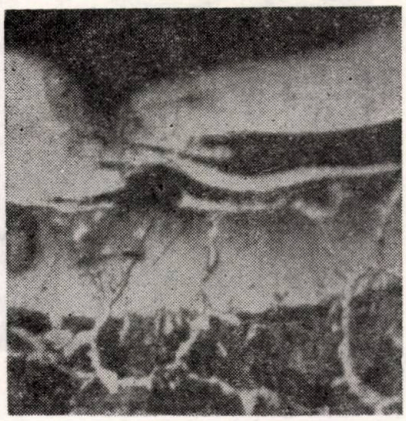


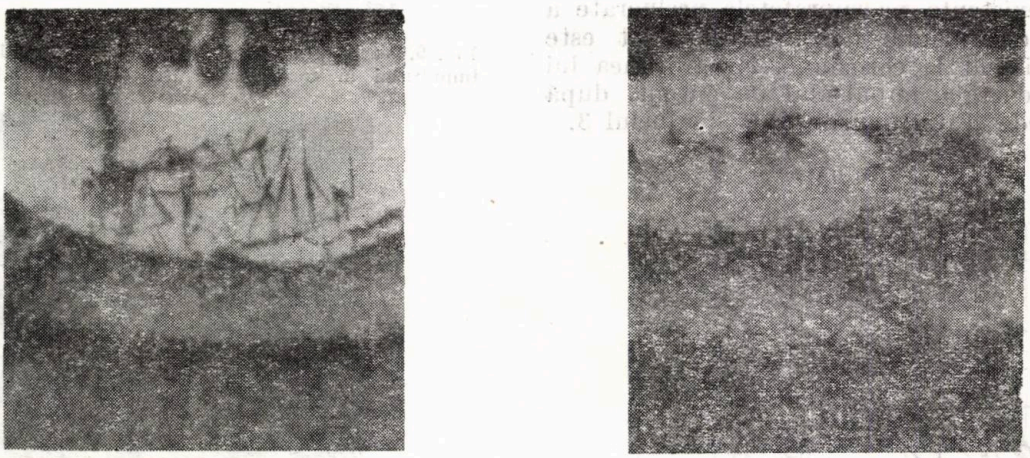
Fig. 10. Strat alb din martensită și substratul călit incomplet, care mai conține ferită OLC45, regim 7; atac nital 3%, ×800

Compoziția chimică a materialului evidențiază doar deosebiri de ordin cantitativ conform datelor din tabelul 3 și figurile 13, 14.

Se semnalează însă unele deosebiri la oțelurile prelucrate în stare călită, la acestea apar în limitele stratului cinci structuri de revenire (fig. 14).

În urma măsurării durității sub microsarcină, se observă că pentru toate regimurile de lucru folosite, duritatea este mare la suprafață (500—800 *HV*). Grosimea stratului cu duritate ridicată se corelează cu cea a stratului de fuziune și a zonei călite din substrat. Totodată se reține faptul că trecerea de la zona cu duritatea ridicată, corespunzătoare structurilor de călire, la cea cu structură nemodificată, se face relativ continuu, însă pe o adîncime mică, corespunzător cu repartiția

Marca oțelului / Regimul de lucru	OLC 10			OLC 20			OLC 35			OLC 45			OLC 60		
	Grosimea stratului alb și a substratului, μm;														
	Strat alb	Substrat	Pori fisuri	Strat alb	Substrat	Pori fisuri	Strat alb	Substrat	Pori fisuri	Strat alb	Substrat	Pori fisuri	Strat alb	Substrat	Pori fisuri
1	2	—	—	2,4	—	—	3,4	—	—	4,2	—	—	5,2	—	—
2	3,2	—	—	3,5	—	—	4,0	—	—	4,7	—	—	5,6	—	—
3	4	—	—	4,8	2,2	—	6,1	2,1	—	7,2	2,0	da	8,4	1,9	da
4	5,3	—	da	6,1	2,8	da	7,5	2,9	da	9,3	2,6	da	12,5	2,4	da
5	8,2	—	da	9,0	4,2	da	11,0	4,0	da	13,2	3,8	da	15,2	3,5	da
6	14	—	da	15,2	6,6	da	16,7	6,5	da	17,9	6,1	da	19,0	5,8	da
7	17	—	da	18,1	8,7	da	19,3	8,2	da	21,0	8,0	da	22,5	7,5	da



a) *b)*

Fig. 11. Martensită în stratul alb și substrat OSC8, atac nital 3%, călit și revenit:
a — la 523 K, prelucrat cu regimul *6*; × 1500; *b* — la 423°C, prelucrat cu regimul *7*; ×1 000

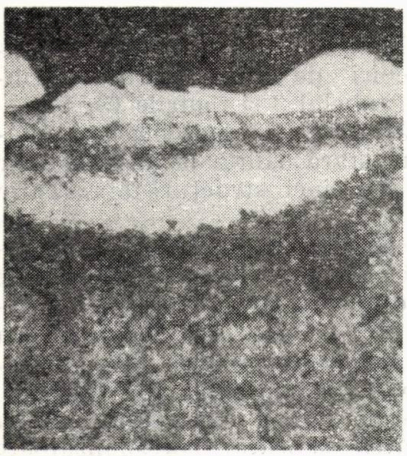
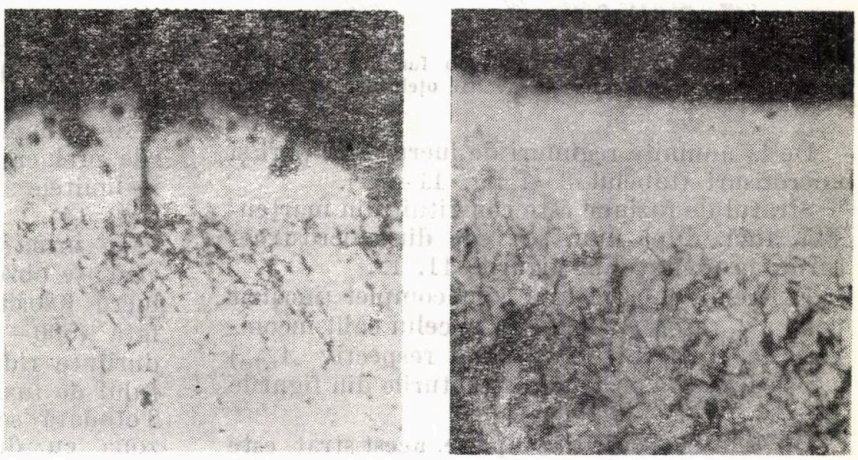


Fig. 12. Martensită fină în stratul alb și substrat W45 în stare călită, prelucrat cu regimul *7*; atac nital 3%; ×600

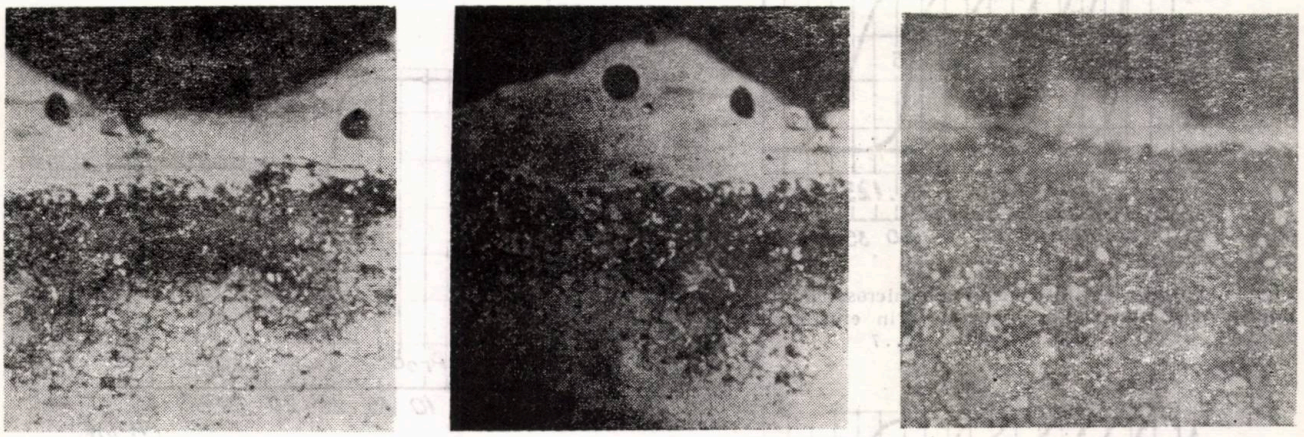


a) *b)*

Fig. 13. Martensită de revenire în substrat. C 120 călit la 1 423 K, prelucrat cu regimul *6*, atac nital 3%:
a — × 600; *b* — × 1 000

Tabelul 3

OSC 8			OSC 10			W 23			W 45			V C85			Rp 3		
Prezența defectelor în stratul alb																	
Strat alb	Substrat	Pori fisuri	Strat alb	Substrat	Pori fisuri	Strat alb	Substrat	Pori fisuri	Strat alb	Substrat	Pori fisuri	Strat alb	Substrat	Pori fisuri	Strat alb	Substrat	Pori fisuri
5,8	—	—	5,6	—	—	6,0	—	—	5,5	—	—	5,0	—	—	5,0	—	—
6,9	—	—	6,2	—	—	10,0	—	—	8,5	—	—	6,7	—	—	6,5	—	—
10,2	1,7	da	9,0	1,6	da	13,5	1,9	—	11,5	1,6	—	10,0	1,5	—	8,5	1,5	—
14,0	2,2	da	13,1	2,1	da	16,4	2,8	da	15,0	2,3	da	13,5	2,1	da	11,5	2,0	da
17,4	3,3	da	17,0	3,2	da	20,0	4,7	da	18,3	3,2	da	17,1	2,9	da	15,5	2,8	da
21,2	5,4	da	20,7	5,3	da	25,0	7,2	da	23,5	5,3	da	21,5	5,1	da	20,0	4,9	da
24,3	7,3	da	23,2	7,0	da	31,5	8,1	da	29,3	7,0	da	27,5	6,7	da	25,3	6,5	da



a) *b)* *c)*

Fig. 14. Strat alb și substrat din martensită de revenire și carburi Rp3 călit la 1 523 K, atac nital 3%:
a – prelucrat cu regimul *6*, ×600; *b* – prelucrat cu regimul *7*, ×600; *c* – prelucrat cu regimul *4*, ×1 000

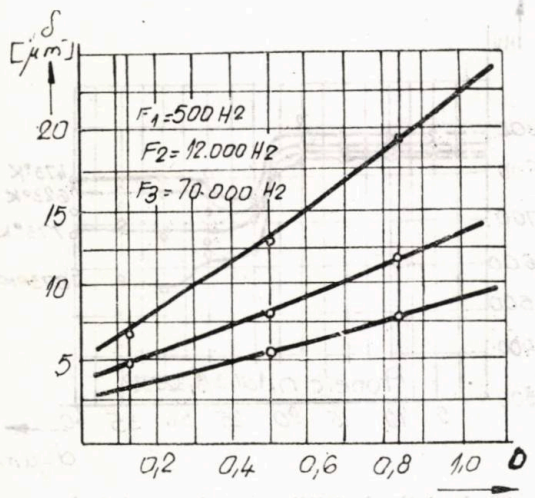


Fig. 15. Variația grosimii stratului alb funcție de durata impulsului (exprimată prin *D*), pentru cazul prelucrării oțelului OLC45

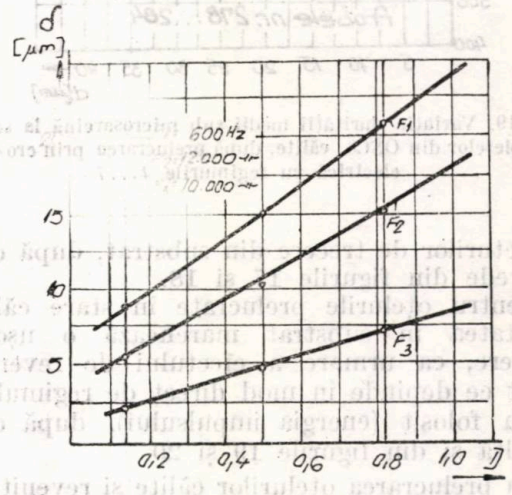


Fig. 16. Variația grosimii stratului alb funcție de durata impulsului (exprimată prin *D*), pentru cazul prelucrării oțelului C120

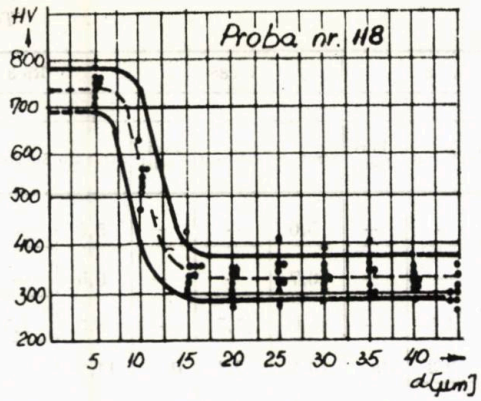


Fig. 17. Variația durității sub microsarcină, la suprafața probei din OSC 8 în stare de echilibru, prelucrată cu regimul *2*

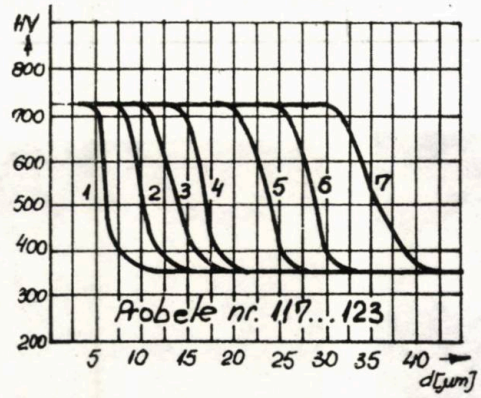


Fig. 18. Variația durității medii sub microsarcină, la suprafața pieselor din OSC8, prelucrate prin eroziune electrică cu regimurile *1...7*

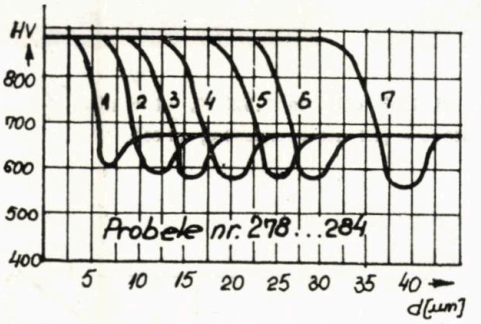


Fig. 19. Variația durității medii sub microsarcină la suprafața pieselor din OSC8 călite, după prelucrarea prin eroziune electrică cu regimurile *1...7*

structurilor de trecere din substrat, după cum se vede din figurile 17 și 18.

Pentru oțelurile prelucrate în stare călită, duritatea în substrat marchează o ușoară scădere, ca urmare a efectului de revenire, efect ce depinde în mod direct de regimul de lucru folosit (energia impulsului), după cum rezultă și din figurile 19 și 20.

La prelucrarea oțelurilor călite și revenite la diferite temperaturi se sesizează faptul că efectul revenirii din substrat, rezultat în urma

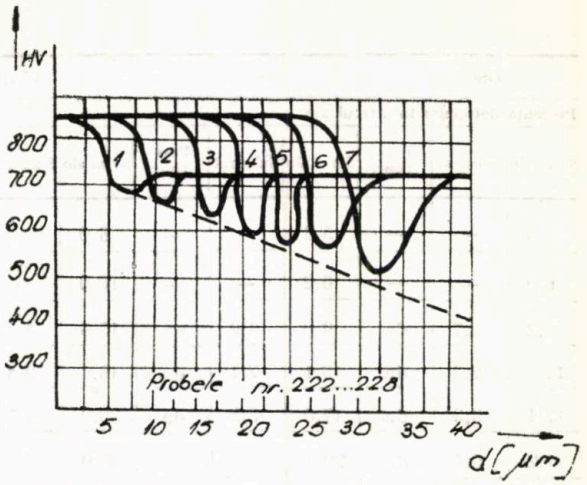


Fig. 20. Variația durității sub microsarcină la suprafața pieselor din C120 călite în prealabil la 1 223 K și prelucrate cu regimurile *1...7*

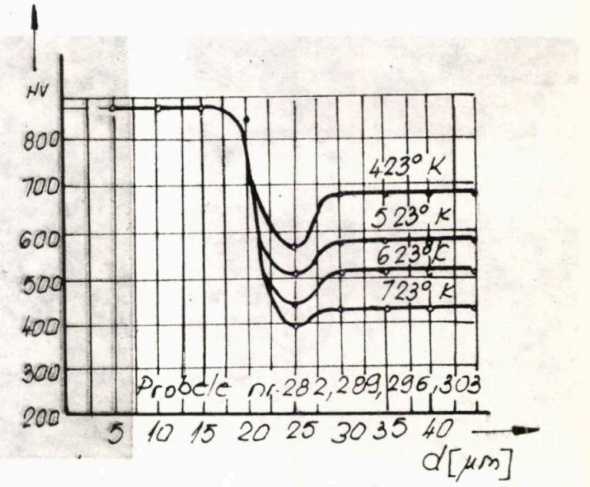


Fig. 21. Variația durității sub microsarcină la suprafața pieselor din OSC8 călite și revenite la diferite temperaturi și prelucrate prin eroziune electrică cu regimul *5*

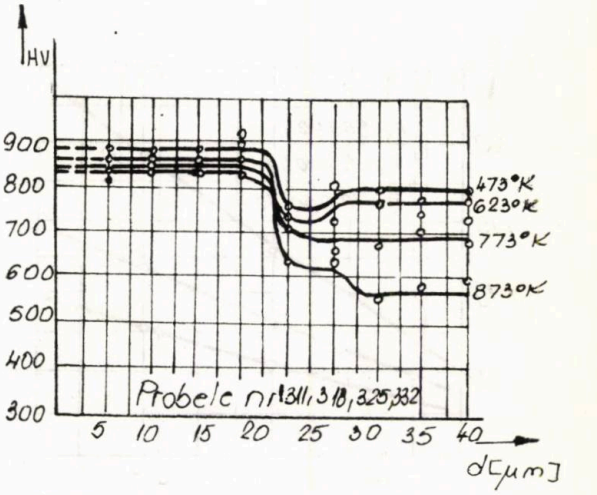


Fig. 22. Variația durității sub microsarcină la suprafața pieselor din C120, călite la 1 223K, revenite la diferite temperaturi și prelucrate cu regimul *6*

prelucrării prin eroziune electrică, scade în măsura în care revenirea aplicată după călire s-a realizat la temperaturi mai ridicate. În sprijinul acestei idei vin curbele din figurile 21 şi 22.

Concluzii

Pe suprafeţele pieselor din oţel, prelucrate prin eroziune electrică, apar întotdeauna transformări structurale care conduc la obţinerea unor structuri în afară de echilibru, în următoarea succesiune. La suprafaţă apare stratul de fuziune („alb"), rezistent la coroziune, constituit din martensită fină şi avînd duritate ridicată. În substrat apare o zonă călită incomplet, care face trecerea la structura de bază a piesei prelucrate. La prelucrarea oţelurilor călite apar şi zone înguste cu structuri de revenire.

Grosimea straturilor afectate de transformări structurale se pot determina analitic şi ea depinde în principal de energia şi durata impulsurilor de curent.

Compoziţia chimică a materialului prelucrat influenţează în mai mică măsură asupra grosimii acestor straturi, se evidenţiază în schimb în privinţa durităţii lor.

La prelucrarea cu regimuri grosiere de lucru (energii mari) în suprafaţă sînt prezente defecte de tipul porilor şi microfisurilor.

La proiectarea tehnologiei de prelucrare prin eroziune electrică, utilizînd rezultatele experimentale din lucrare, tehnologul este în măsură să decidă asupra regimului optim de lucru, avînd în vedere pe lîngă productivitatea operaţiei şi consecinţele de ordin calitativ.

BIBLIOGRAFIE

[1] Aleksandrov, V. P. *Isledovanie tehnologhiceskih harakteristik elektroerozionnoi obrabotki jaroprocinih materialov.* Moscova, Izd. Nauka, 1964.

[2] Lloyd, H. K. şi Warren, R. N. *Metallurgy of Spark-Maschined Surfaces.* În: Journal of the Iron Steel Institute, nr. 3, 1965.

[3] Popovici, V. ş.a. *Studiul modificărilor structurale în stratul superficial la oţelurile debitate prin electroeroziune.* În Bul. ştiinţific şi tehnic I. P. Timişoara, vol. 12, fasc. 1, 1967.

[4] Carţiş, I. *Cercetări teoretice şi experimentale asupra structurii, proprietăţilor fizice şi rugozităţii suprafeţelor prelucrate prin eroziune electrică.* Teză de doctorat, I. P. Timişoara, 1973.

Din istoria metalurgiei la români în secolul al XX-lea

CZ: 669(09)

Învăţămintele istoriei contemporane — a celor trei decenii de dezvoltare socialistă a metalurgiei româneşti sub conducerea Partidului Comunist Român (1948—1978)—arată că producţia de oţel pe locuitor a ajuns în România socialistă pe drumul construirii societăţii multilateral dezvoltate la nivelul ţărilor cu industrie dezvoltată.

În spiritul ideii : învăţămintele istoriei contemporane pentru viitorul patriei — se adaugă prevederile pînă la anul 2000, pentru a prezenta şi mai elocvent realizările României socialiste din cele trei decenii de la naţionalizare.

Metalurgia la români în perioada 1900—1918. În perioada 1900—1918, la Călan, s-a lucrat cu temperaturi ridicate, în 1913 obţinîndu-se temperatura medie lunară de 887 °C, la furnalul nr. 1, temperatură care nu se realizase la alte furnale.

În 1901, furnalul nr. 1 a fost reconstruit şi modernizat la o capacitate dublă de 163 m³. În acea perioadă a fost mărită şi turnătoria.

În 1900, la Topleţ, a fost construită o forjă.

La Reşiţa, în etapa 1901—1906, s-a construit hidrocentrala „Grebla".

În anii 1902—1903, la uzinele „Ferdinand"—Ohaba s-a construit al doilea cuptor Martin de 15 t şi s-a modernizat, la o capacitate de 10 t, primul cuptor Martin [20].

La această uzină, în perioada dinaintea primului război mondial, producţia a ajuns la 15 000 t oţel anual şi la 4 500 t tablă neagră.

În timpul războiului utilajele au fost transportate la Budapesta şi instalaţiile distruse [24].

În România antebelică, numărul întreprinderilor metalurgice — după clasificarea de epocă, care cuprindea şi pe cele constructoare de maşini, considerate încurajate de către stat a evoluat între anii 1904—1914, după cum urmează :

— în anul 1904, 39 de întreprinderi metalurgice ;

— în anul 1907, 43 de întreprinderi metalurgice ;

— în anul 1910, 53 de întreprinderi metalurgice ;

— în anul 1912, 62 de întreprinderi metalurgice ;

— în anul 1914, 84 de întreprinderi metalurgice.

În anul 1904 existau 39 de întreprinderi dintre care 24 turnătorii şi ateliere mecanice şi 5 fabrici de sîrmă şi cuie, iar în anul 1914, 84 de întreprinderi, dintre care 52 turnătorii şi 11 fabrici de sîrmă şi cuie.

Predominau deci atelierele mecanice şi turnătoriile [24].

Valoarea producţiei acestor întreprinderi se ridica în anul 1904 la 7,8 mil. lei, iar în anul 1914, la 42,3 mil. lei.

În decurs de un deceniu numărul de întreprinderi s-a dublat, dotarea cu forţă a crescut de peste nouă ori, iar producţia, de şase ori [23], [24].

În 1905, industria metalurgică a României cuprindea un sector de stat cu 5 419 salariaţi, cu o producţie în valoare de 14,5 mil. lei şi întreprinderi particulare cu 2 214 salariaţi şi 7,9 mil. lei valoarea producţiei.

Rezultă deci că întreprinderile de stat aveau un număr de salariaţi de circa 2,5 ori mai mare ca cele particulare, forţa instalată de aproape patru ori mai mare şi producţia dublă [24].

În 1905, în întreprinderile metalurgice ale României capitaliste dotarea energetică era slabă — sub 0,5 C.P. pentru un salariat în cele particulare, care produceau mai mult bunuri de consum şi peste 0,5 C.P. pentru un salariat în întreprinderile de stat, care cuprindeau unităţi cu profil de construcţii de maşini destinate mai ales armatei. Între acestea, cele mai vechi erau :

— Şantierul naval Turnu-Severin înfiinţat în 1856 ;

— Atelierele de reparaţii de utilaj feroviar Constanţa, înfiinţat în 1860 ;

— Arsenalul armatei din Bucureşti înfiinţat în 1863 ;

— Arsenalul marinei militare din Galaţi înfiinţat în 1879 [24].

În anii 1905—1906, la Reşiţa s-a reconstruit fabrica de produse refractare — pe amplasamentul actual.

La Topleţ, în perioada 1906—1910, s-a înfiinţat o secţie mecanică şi una de montaj, pentru maşini agricole manuale şi obiecte casnice.

La Călan, în 1908, s-a construit hala de maşini grele.

La Reşiţa, în anii 1908—1909, s-a construit barajul de la Văliug, cu lacul de acumulare cu o capacitate de 1,2 mil. m³ apă [20].

La Hunedoara, în 1910, uzinele aveau o capacitate de producţie de 100 000 t, dar producţia realizată a fost de 84 000 t.

În perioada 1910—1914, uzinele Reşiţa au fost modernizate pentru a putea concura cu uzinele străine pe piaţa externă [24].

În 1911, în Muntenia, s-a înfiinţat exploatarea minieră de la Valea lui Stan, lîngă Brezoi, care a produs între anii 1912 şi 1940 circa 400 kg aur [22].

În 1912, la uzinele „Ferdinand" s-a construit un al treilea cuptor Martin şi a fost desfiinţat cuptorul de pudlaj, care a devenit nerentabil din cauza slabei sale productivităţi.

La Topleţ, în 1912, turnătoria avea trei cubilouri, fiecare cu o capacitate de 3—5 t/zi [20].

În anii 1912—1913, la Cerişor a început exploatarea zăcămintelor de talc, care în 1970 a ajuns la o capacitate de 40 000 t/an [5].

Înainte de primul război mondial, în Transilvania numărul producătorilor de aur era de: 150 la Roşia Montană; 148 la Bucium; 16 la Stănija; 8 la Săcărîmb; 43 la Baia Sprie şi 25 la Baia Mare — majoritatea ţărani români care lucrau cu şteampuri confecţionate de ei, în satele lor de munte, unele amplasate chiar în curţile lor [22].

În 1914, Banatul producea 143 000 t fier, iar în 1919, din cauza războiului, a produs numai 32 144 t [19].

În anii 1914—1917, uzinele „Ferdinand" aveau 650 salariaţi [20].

În 1915, la Idioara a fost pus în funcţiune un furnal, care nu a funcţionat decît un an din cauza războiului [24].

La Reşiţa, în 1915, a fost construit un cuptor electric. În anul următor (1916), la barajul de la Văliug, a fost construită hidrocentrala „Breazova" [20].

În 1916, în România, cele 84 întreprinderi metalurgice aveau 8 102 salariaţi şi o producţie de 43 mil. lei [19].

La Ghelar, în 1918, peste 90% din minereu se extrăgea în subteran [16].

Metalurgia în România în perioada 1918—1948 a unit şi pe românii mineri şi metalurgişti din Transilvania, Banat şi Maramureş, care practicau aceste meşteşuguri tradiţionale mai ales în munţii bogaţi în resurse minerale feroase şi neferoase, pe care-i locuiau din timpuri străvechi.

După 1918, mina Dealul Crucii era o exploatare importantă cu o instalaţie de preparare de 100 t minereu pe zi [17].

După 1919, la uzinele Hunedoara s-a pus în funcţiune o turnătorie de ţevi de fontă cu o capacitate de 6 000 t/an şi o turnătorie de piese de fontă de aceeaşi capacitate [24].

În 1920, în România producţia de aur a fost de 700 kg [22].

În anii 1920, în România capitalistă principalele furnale pentru fontă brută erau la Reşiţa, Hunedoara, Călan, Anina şi Govăjdia.

Reşiţa şi Hunedoara au fost principalele producătoare de fontă ale României postbelice [19].

În anii 1920—1921, la Reşiţa erau 7 000—8 000 salariaţi [20].

La Cîmpia Turzii, în 1922, s-a construit un laminor cu o capacitate de 45 000 t/an [24]. În 1923, la Reşiţa, s-a reconstruit unul din cele două furnale [20]. Minereurile de mangan erau livrate în 1923 de la minele: Delineşti—Reşiţa 8 518 t; Maşca—Valea Lăpuşului 3 500 t; Iacobeni — C. Lung Moldova 493 t.

Combustibilii utilizaţi în metalurgia din România în 1923 erau: cărbuni, 51 000 t; cocs metalurgic, 37 480 t; mangal, 34 498 t; cocs de forjă, 2 293 t; gaz metan, 5,8 mil. m^3.

Se observă ponderea încă importantă a mangalului în metalurgie.

În 1924, în România, în industria metalurgică se manifesta o puternică concentrare.

Dintr-un total de 490 întreprinderi erau 7 uzine siderurgice şi 3 uzine mecano-siderurgice, iar din 35 500 muncitori, 11 000 erau angajaţi în industria metalurgică.

De aici rezultă că industria metalurgică de bază — concentrată în 10 uzine — reprezentînd numeric numai 5% din totalul întreprinderilor din România, avea circa 30 % din totalul muncitorilor, realiza circa 60 % din tonajul producţiei totale a României şi circa 40 % din valoarea producţiei ţării.

În 1924, în România, producţia de minereu de fier era de la: Hunedoara, 60 502 t; Reşiţa, 40 220 t; Lueta-Odorhei, 1 815 t.

Fonta brută produsă în 1924 era de 58 825 t faţă de o capacitate de producţie de circa 300 000 t/an, determinată de consumul scăzut de 59 170 t în 1924. Capacitatea de producţie utilizată era de numai circa 20 %.

În 1924, producţia de oţeluri a României era de: 79 229 t oţel Martin; 1 457 t oţel pudlat; 26 t oţel pentru unelte; 3 525 t oţel special; 2 451 t oţel pentru turnătorie.

Producţia totală se ridica la 86 688 t şi consumul total, la 86 962 t. Deci se producea cît se consuma.

În 1924, uzinele metalurgice ale României capitaliste lucrau sub capacitatea lor şi unele produse erau importate — practică tipică sistemului capitalist.

În tabelul 1 sînt redate principalele produse metalurgice cu capacitatea de producţie în ţară, producţia realizată, consumul intern şi importul.

Din acest tabel se observă că există în ţară capacitate de producţie la sortimente ca: laminate-triplă faţă de tonajul importat, la produse din fontă-dublă faţă de tonajul importat, iar la sîrmă şi cuie — o capacitate de producţie disponibilă triplă faţă de tonajul importat la acest sortiment [19].

Tabelul 1

Sortimentul	Capacitatea de producție, t	Producția realizată, t	Consumul intern, t	Importul (circa), t
Laminate	371 000	100 545	197 615	97 000
Construcții metalice	34 000	14 000	18 333	4 000
Produse din fontă	38 000	13 710	27 963	14 000
Sîrmă, cuie	53 000	22 700	33 217	11 000

În 1924, la Reșița, se realiza din producția României: 89,9 % la laminate; 68,0 % la fontă [20].

În acel an, 1924, țăranii români de pe valea Arieșului culegeau — ca și strămoșii lor — aur din aluviunile acestui rîu [18].

În 1925 se arăta că România poate să-și satisfacă cerințele interne la majoritatea sortimentelor metalurgice, dar sistemul vamal capitalist defavoriza industria națională, taxele vamale la noi fiind mai mici, ca în majoritatea țărilor europene, mai ales vecine [19].

La Reșița, în 1925, s-a construit un cuptor Martin cu o capacitate de producție pe șarjă de 17 t. În acel an, producția de refractare era de 5 305 t la această uzină [20].

În 1926, uzinele Reșița au exportat 1 000 kg cupru vechi și au importat 600 kg cupru nou [20]. Problema prelucrării în țară a metalelor vechi o ridicase ing. V.S. Ștefănescu încă în 1883.

În 1926, Reșița avea ca utilaj energetic: 6 turbine hidraulice cu o putere instalată de 9 700 CP; 3 turbine cu aburi de 9 400 CP; 48 mașini cu aburi de 12 500 CP; 8 motoare cu explozie de 6 000 CP; 67 cazane de aburi și 1 216 electromotoare care totalizau 51 152 CP.

La Nădrag, în 1926, laminorul de tablă, atelierul de zincare și fabrica de sobe realizau următoarele produse: 9 634 t tablă, din care: 6 002 t tablă galvanizată; 110 t sobe; 50 t căldări galvanizate [20].

În 1926, la Cîmpia Turzii a fost pus în funcțiune un cuptor electric pentru oțeluri speciale [24].

La Reșița, în 1927, s-a instalat un alt cuptor Martin cu o capacitate pe șarjă de 17 t [20].

La Nădrag, în același an — 1927 — a fost modernizat laminorul [20].

În anii 1927—1929, industria metalurgică din România a atins un maximum de dezvoltare, ajungînd la o producție de circa 8 mld. lei anual [23].

La Topleț, în 1928, s-a construit un laminor [20].

În 1929, la Brăila a fost pus în funcțiune un laminor cu o capacitate de producție de 25 000 t/an [24].

La Reșița, în 1929, se montează primul pod rulant din uzină [20].

La Baia-Mare, în 1929, a fost pusă în funcțiune o flotație diferențială pentru zinc, plumb și argint [22].

În anii 1929—1930, la Reșița s-a instalat un nou cuptor electric și un cuptor Martin cu o capacitate de 4 t, încălzit cu păcură [20].

La recensămîntul din 1930, cele 25 de întreprinderi metalurgice — cu producție integrată și peste 500 de salariați — reprezentau 25 % din numărul total al întreprinderilor mari din România (101) [24].

În anii 1930, industria metalurgică din România și-a încetinit ritmul de dezvoltare a producției, ba chiar a scăzut simțitor nivelul producției, față de anii 1920, din cauza crizei generale [23].

În 1930, la Călan a început turnarea primelor elemente de calorifer și în 1933, a cazanelor pentru calorifer [20].

În 1930 a început să producă flotația de la Valea Borcutului.

La Zlatna și Firiza de Jos se găseau amplasate topitoarele statului [22].

La Nădrag, în 1931, s-a construit atelierul pentru emailat vase din fontă [20].

La Roșia Montană, în 1932, mai erau încă 142 șteampuri cu 1 551 săgeți [22]. Un șteamp avea deci în medie 11 săgeți. Vechiul meșteșug al țăranilor români din munții Apuseni mai dăinuia încă acum o jumătate de secol.

În 1932, an de criză economică mondială, producția metalurgică scăzuse în România la circa 1/2 din cea a anilor 1927—1929.

În anul 1932 producția Reșiței era de circa 1,8 mld. lei.

Tabelul 2

Materiile prime folosite în industria metalurgică a României din anul 1932

	Din țară	Din import	Total
	mil. lei		
Pentru furnale	25,8	1,1	26,9
Pentru cuptoare	222,0	10,7	232,7
Pentru laminoare	548,6	207,9	756,5

Din tabelul 2 se constată că materia primă de bază pentru furnale și cuptoare era asigurată din țară, numai semifabricatele pentru laminoare erau din import (circa 30 % din valoarea totală a materiei prime pentru laminoare) [23].

În 1933, la Baia Mare s-a construit o instalație pentru afinarea aurului cu o capacitate de 24 000 kg aur anual [22].

În anul 1933, producția metalurgică din România a evoluat față de anul 1924, crescînd la oțel de la 86 688 la 155 404 t.

La principalele produse, oțel, laminate și piese din fontă, producția s-a dublat în deceniul 1924—1933, deși criza economică s-a manifestat puternic și în România capitalistă [23].

În deceniul 1924—1933, industria metalurgică a României a evoluat de la o producție de 4,1 mld. lei (557 întreprinderi) la 5,2 mld. lei (388 întreprinderi).

Criza economică a dus la o concentrare a industriei metalurgice în această perioadă de 10 ani cu o reducere a numărului de întreprinderi cu circa 40 %, a numărului de salariați cu circa 30 % — cu șomajul respectiv. Progresul tehnic al deceniului respectiv a fost introdus — dotarea energetică crescînd cu circa 30 %, ceea ce a dus la o creștere a producției de circa 20 % [23].

Industria metalurgică din România a utilizat în acel deceniu minereuri, combustibili și forță de muncă — în majoritate — din țară.

Totuși, din importul total al țării circa 30 % era reprezentat de produse metalurgice, mai ales semifabricate.

În 1933, capacitatea de producție din industria metalurgică era puțin utilizată. Astfel:

— la fontă numai 3,4 % din capacitate;
— la oțel numai 57,4 % din capacitate;
— la laminate numai 37,2 % din capacitate;
— la tablă neagră 64,5% din capacitate.

Singurele cocserii din țară erau cele de la Anina și Reșița.

În 1933, 30% din semifabricate se importau.

În deceniul 1924—1933, industria metalurgică satisfăcea numai parțial consumul intern, adică 39,6% în anul 1924 și 63,2% în anul 1933.

Consumul de oțel pe cap de locuitor, care în Anglia era de 150 kg și în S.U.A. de 200 kg, în România era de 26,5 kg în 1924 și de 13,1 kg în 1933 [23].

În anul 1933, consumul de combustibil pentru industria metalurgică a fost de 88,4 mii t lemn, 31,4 mii t cărbuni, 12,5 mii t păcură, 7,8 mii t mangal și 9,1 mil. m^3 gaz metan.

În perioada 1927—1933 rezultă o creștere mare a consumului de lemn și de păcură și o scădere aproape la jumătate a consumului de cărbuni. Valoarea totală a combustibilului a scăzut cu aproape 70%.

Metalurgia neferoasă în 1933 față de 1927 a prezentat creșteri importante ale producției și consumului.

Producția de cupru a crescut în această perioadă de la 215 la 518 t, iar consumul de la 529 la 1 395 t.

Producția internă acoperea circa 40% din consum.

În 1933, minereurile de cupru proveneau de la Baia Mare și Altîn Tepe și o parte era exportat, deși consumul intern nu era acoperit din producția internă. La Baia Mare se prelucra minereu de cupru, din care se obținea cuprul negru în lingouri, care o parte era transformat în sulfat de cupru, utilizat mai ales la stropitul viilor.

Laminatele de cupru se obțineau la București și la Brașov și acopereau numai 40—70% din consumul intern. Producția de laminate de cupru a variat în perioada 1927—1933: tablă de la 584 la 504 t; bare de la 147 la 314 t; sîrmă de la 192 la 101 t.

În 1933, la Satu Mare și la București, s-au montat noi laminoare pentru cupru, zinc, aluminiu și nichel.

Producția finită din cupru acoperea numai 50% din necesarul țării [23].

În 1934, la Certej, s-a construit o instalație de flotare și amalgamare a minereurilor [22].

Metalurgia plumbului s-a dezvoltat la Baia Mare, Firiza de Jos și în munții Apuseni, la Zlatna.

Producția de plumb în lingouri a fost în 1927 de 837 t, iar în 1933 de 3 767 t.

Plumbul laminat se prelucra la București și Brașov și producția lui a fost în 1927 de 5 t, iar în 1933 de 47 t.

Producția de piese turnate din plumb obținută la București, Baia Mare, Galați și Turda era în 1927 de 901 t, iar în 1933 de 564 t.

Metalurgia zincului, în 1934, producea laminate la Satu Mare și București, cu zinc din import: lingouri și laminate și cu zincul recuperat din țară.

Producția de articole din zinc a fost în 1927 de 117 t, iar în 1933 de 32 t.

Metalurgia aluminiului, în 1934, consta din prelucrarea aluminiului importat ca semifabricate, sub formă de produse finite.

Minereurile de bauxită din țară erau cunoscute, dar nu erau valorificate, căci nu exista nici o instalație pentru a prelucra aceste minereuri.

În acel an, 1934, se arată: „dat fiind rolul din ce în ce mai important jucat de acest metal și aliajele sale în utilizările cele mai diverse și pentru industria națională, este indicat să se intensifice exploatarea minereurilor de aluminiu și să se creeze uzine pentru producția acestui metal în țară" [23].

Acest deziderat al unor ingineri români va fi realizat abia în România socialistă prin construirea Combinatului de alumină de la Oradea și a Combinatului de aluminiu de la Slatina și prin construirea noului Combinat de alumină de la Tulcea.

În 1934, laminarea aluminiului — din import — se făcea la Satu Mare și la București [23].

Metalurgia nichelului, în 1934, se făcea prin prelucrarea lingourilor de nichel, la Satu Mare și la Brașov [23].

Metalurgia feroasă, în 1934, era reprezentată în România de către: 10 furnale; 11 cuptoare pentru oțel, din care: 9 cuptoare Martin; 2 cuptoare Héroult și 20 de caje de laminoare.

Producția anuală a metalurgiei feroase a României din 1934 era: 360 000 t fontă; 250 000 t oțel; 325 000 t laminate; 60 000 t tablă.

În 1934, Reşiţa era singura uzină integrată vertical — pînă la produse finite ale construcţiei de maşini. Uzina avea : mine de fier şi cărbuni ; 2 furnale cu o capacitate de 120 000 t/an ; 7 cuptoare Siemens-Martin ; 2 cuptoare electrice Héroult cu o capacitate de 190 000 t/an ; 7 laminoare cu o capacitate de 190 000 t/an.

Forţa motrice a uzinei totaliza 51 486 CP şi uzina avea 6 677 salariaţi [23].

La Reşiţa, în 1934, s-a construit o baterie de cocs cu 12 cuptoare şi în 1936, încă o baterie cu 13 cuptoare, ambele avînd o capacitate de 96 900 t/an. Pe lîngă cocserie funcţiona şi o instalaţie de ape amoniacale şi pentru sulfat de amoniu [20].

În 1934, uzinele Reşiţa au livrat şi pentru export în Turcia [20].

La Hunedoara, în 1934, din cele 6 furnale cu o capacitate de producţie de 118 000 t/an, funcţiona doar un furnal şi acela cu mangal.

La Vlăhiţa, furnalul avea o capacitate de 2 000 t/an şi folosea tot mangal [23].

La Călan, în 1934, a fost reconstruit furnalul nr. 2.

La Topleţ, în 1933, a început producţia de valţuri pentru măcinat grîu şi porumb. În 1934, la producţia de articole ciocănite se utiliza aerul comprimat [20].

În 1935, se considera că producţia metalurgică internă asigura 62,6% din consumul ţării, şi se sublinia că „industria metalurgică este făuritoarea mijloacelor de producţiune" [24].

În acel an, 1935, industria metalurgică avea : 356 întreprinderi ; 112,6 mii CP forţă instalată ; 43,7 mii salariaţi ; 8,5 mld. lei producţie.

În 1935, uzinele „Titan—Nădrag—Călan" aveau : minele de la Teliuc ; 1 furnal la Călan ; 3 cuptoare Martin la „Ferdinand" cu o capacitate de 80 000 t/an ; 3 laminoare cu o capacitate de 65 000 t/an ; 2 laminoare la Galaţi cu o capacitate de 25 000 t/an ; 2 laminoare la Nădrag cu o capacitate de 15 000 t/an.

Această întreprindere metalurgică avea în total 3 000 salariaţi ; 7 500 CP forţă instalată şi 1 mld. lei producţie.

În cazul acestor uzine dotarea energetică a ajuns la 2,5 CP pentru un salariat, faţă de circa 0,5 CP pentru un salariat înainte de primul război mondial — cu circa 30 de ani anterior.

La Hunedoara, în 1935, 6 furnale produceau în total 150 000 t fontă, utilizînd mangal [24].

În 1936, la Firiza a fost instalat un cuptor pentru minereuri neferoase : plumb, aur etc., cu o capacitate de 100 t/zi [22].

În acelaşi an, 1936, a intrat în funcţiune instalaţia pentru afinarea aurului de la Gura Barza, în munţii Apuseni [22].

La Topleţ, în 1936, a început producţia de războaie de ţesut, devenind uzină constructoare de maşini [20].

Industria metalurgică avea în 1936 : 9,3 mld. lei producţie brută (globală) ; 55,8 mii salariaţi şi 79,6 mii lei productivitatea muncii.

Productivitatea muncii în industria metalurgică era mai mică decît în industriile : chimică, alimentară, electrotehnică şi a hîrtiei.

În schimb, productivitatea medie a capitalului (producţia netă/capitalul investit) era de 0,65 — exploatarea capitalistă era mai mare decît în toate celelalte ramuri ale industriei din România anului 1936.

La Hunedoara, în 1936, s-a construit o oţelărie Siemens-Martin cu o capacitate de 100 000 t/an [24].

În perioada 1924—1937 a avut loc o concentrare a industriei metalurgice din România capitalistă. Numărul întreprinderilor a scăzut de la 557 la 356 ; forţa motrice a crescut de la 73,4 la 148,8 CP ; numărul de salariaţi a crescut de la 44,4 la 49,5 mii, iar producţia a crescut de la 4,1 la 10,7 mld. lei.

Din aceste date se observă că numărul întreprinderilor a scăzut cu circa 40%, în timp ce dotarea energetică s-a dublat şi la un număr puţin crescut de salariaţi a crescut valoarea producţiei de 2,5 ori ; în decurs de 13 ani — perioadă marcată şi de criza economică.

În 1937, capacitatea instalaţiilor de laminare din România era : 95 000 t/an — la 6 laminoare de tablă ; 365 000 t/an — la 13 laminoare pentru diferite sortimente.

În total erau 19 laminoare cu o capacitate de producţie de 460 000 t/an.

Consumul de oţel pe locuitor era de numai 17 kg, faţă de circa 200 kg/locuitor în ţările cu o industrie dezvoltată [24].

Dacă se compară cele 17 kg oţel pe locuitor din 1937, cu cele 450 kg pe locuitor din 1975, o creştere de 27 de ori, realizată mai ales în anii cincinalelor construcţiei socialiste a României, se poate aprecia capacitatea organizatorică a Partidului Comunist Român şi munca depusă de poporul român la atingerea acestei producţii la nivelul ţărilor dezvoltate industrial, precum şi perspectivele industriei noastre metalurgice la făurirea României multilateral dezvoltate.

În 1937, la Reşiţa s-a instalat o turnătorie de metale neferoase, s-a pus în funcţiune al 4-lea cuptor cu şarjă de 30 t şi prima macara de şarjare [20].

În 1937, producţia de aur a României era de 5 200 kg [22].

În 1938, Reşiţa livra 70% din producţia de fontă a ţării.

În 1939, Reşiţa furniza, din producţia României, 100% din şine şi bandaje ; 100% din cocs pentru furnale ; 80% din oţel ; 75% din fontă şi 70% din producţia de fier comercial.

La Reşiţa, în acel an s-a montat prima macara semiportal — cu magnet — pentru încărcarea fierului vechi şi a fontei [20].

La Reşiţa, în 1940, cele 2 furnale aveau o capacitate de 120 000 t/an, iar în 1941, cele 8 cuptoare Siemens-Martin produceau 190 000 t/an şi cele 2 cuptoare electrice, 8 500 t/an [20].

La Hunedoara, în perioada 1938—1941, s-a realizat un ciclu metalurgic complet, prin construirea unei oţelării Martin şi a unui laminor reversibil [16].

În 1943, la Hunedoara, se obţinea o producţie de : 42 000 t fontă ; 42 000 t oţel şi 32 000 t laminate [16].

În 1944, la Reşiţa, s-au produs : 169 700 t oţel ; 110 878 t laminate ; 85 141 t fontă ; 72 625 t cocs metalurgic ; 44 510 t aglomerat ; 12 680 t produse refractare şi 4 837 t bandaje şi discuri.

În mai 1944, la Nădrag a fost adusă instalaţia de cositorit de la Galaţi şi a început producţia de tablă cositorită [20].

Eliberarea patriei noastre de sub jugul fascist, la 23 august 1944, a deschis o eră nouă metalurgiei româneşti.

În 1945, Conferinţa Naţională a Partidului Comunist Român trasa Hunedoarei rolul de principal producător de metal pentru construirea viitoarei Românii socialiste [16].

Declararea Republicii la 30 decembrie 1947 a permis — după numai 6 luni, în iunie 1948, naţionalizarea principalelor mijloace de producţie şi mai ales a industriei metalurgice — principala furnizoare de metal pentru reconstrucţia socialistă a ţării.

„Societatea noastră socialistă se va ridica pe o treaptă superioară de civilizaţie, va creşte simţitor nivelul de trai material şi spiritual al poporului, va înflori multilateral personalitatea umană" [1].

BIBLIOGRAFIE

[1] Ceauşescu, N. *România pe drumul construirii societăţii socialiste multilateral dezvoltate.* vol. 13 (mai 1976 — decembrie 1976), Bucureşti, Editura politică, 1977, p. 377—379.

[2] Ceauşescu, N. *Raport cu privire la realizarea hotărîrilor Congresului al XI-lea, a Programului Partidului Comunist Român şi la sarcinile de viitor.* Scînteia, XLVII, nr. 10981, 8 decembrie, 1977, p. 3—5.

[3] * * * *Planul Economic de Stat.* Bucureşti, Editura Partidului Muncitoresc Român, 1949, p. 5—41.

[4] * * * *Five—Year Plan for the Development of the National Economy of the Rumanian Peoples Republic* (1951—1955). Supplement to Information Bulletin „Agerpress" nr. 1, ian. 5, 1951, p. 3—6.

[5] * * * *Planul de Stat pe anul 1950.* Bucureşti, Editura de Stat.

[6] * * * *Congresul al II-lea al Partidului Muncitoresc Român din 23 — 28 decembrie 1955.* Bucureşti, Editura de Stat pentru Literatură Politică, 1956, p. 47—738.

[7] * * * *Cel de al II-lea Plan cincinal însufleţeşte oamenii muncii din ţara noastră la noi şi măreţe realizări.* Ministerul Culturii. Direcţia Generală a Aşezămintelor Culturale, nr. 16, 1956, p. 3—14.

[8] * * * *Congresul al III-lea al Partidului Muncitoresc Român. 20—25 iunie 1960.* Bucureşti, Editura politică, 1960, 16—688.

[9] * * * *Congresul al IX-lea al Partidului Comunist Român 19—24 iulie 1965.* Bucureşti, Editura politică, 1965, p. 7—863.

[10] * * * *Congresul al X-lea al Partidului Comunist Român, 6—12 august 1969.* Bucureşti, Editura politică, p. 91—716.

[11] * * * *Congresul al XI-lea al Partidului Comunist Român, 25—28 noiembrie 1974.* Bucureşti, Editura politică, 1975, p. 15—814.

[12] * * * *Conferinţa Naţională a Partidului Comunist Român, 7—9 decembrie 1977.* Scînteia, XLVII, nr. 10982.9 dec. 1977, p. 2—3.

[13] * * * *Conferinţa Naţională a Partidului Comunist Român 7—9 decembrie 1977.* Scînteia XLVII, nr. 10983, 10 decembrie 1977, p. 2—4.

[14] * * * *Anuarul statistic al Republicii Socialiste România.* Republica Socialistă România. Direcţia Generală de Statistică, 1977, p. 115—589.

[15] * * * *Comunicat cu privire la îndeplinirea Planului naţional unic de dezvoltare economico-socială a Republicii Socialiste România pe anul 1977.* România liberă, XXXVI, nr. 10352, 6 februarie 1978, p. 1—2.

[16] * * * *Sesiunea tehnico-ştiinţifică jubiliară consacrată aniversării a 220 de ani de atestare documentară a industriei siderurgice hunedorene şi a 90 de ani de la punerea în funcţiune a primului furnal la Hunedoara.* Ministerul Industriei Metalurgice. Combinatul siderurgic—Hunedoara. Hunedoara, 16—18 mai, 1974, p. 5—218.

[17] Beregic, V., Ilie, P., Moldovan, P. şi Nandra, L. *Aspecte din bazinul minier Maramureş.* Centrul de cercetări pentru minereuri neferoase al Combinatului minier—Baia Mare, 1969, p. 9—40.

[18] Chelcea, I. *Ţiganii aurari.* Natura XXXI, 4 aprilie, 1942, p. 3—8.

[19] Chiooş, Şt. *Industria siderurgo-metalurgică în România.* Bucureşti, Editura Analelor Statistice şi Economice, 1925, p. 7—40.

[20] Fabian, F. V. *Memento al istoricului şi dezvoltării metalurgiei bănăţene.* Centrala siderurgică—Reşiţa, 1971, p. 5—127.

[21] Gruger, G. *Metalul, ieri şi azi.* Bucureşti, Editura ştiinţifică, 1967, p. 5—328.

[22] Haiduc, I. *Industria aurului din România.* Bucureşti, Imprimeriile „Adevărul", 1940, p. 1—392.

[23] Munteanu, E. şi Georgescu, N. *L'Industrie métallurgique en Roumanie.* Bucureşti, Monitorul Oficial şi Imprimeriile Statului. Imprimeria Naţională, 1934, p. 3—61.

[24] Orghidan, C. *Industria metalurgică din România.* Enciclopedia României. Vol. III. Economia naţională. Bucureşti, Monitorul Oficial şi Imprimeriile Statului. Imprimeria Naţională, 1940, p. 837—870.

[25] Trotuş, C. *Metalurgia românească în plină dezvoltare* România liberă, 2 decembrie, 1977, p. 1, 5.

Ing. A. Petrescu

DOCUMENTARE

Încercări de utilizare a buretelui de fier în furnal

La uzina Monclova din cadrul firmei Altos Hornos de Mexico SA, s-a încheiat campania de încercări pentru determinarea efectelor utilizării buretelui de fier în furnal. În timpul încercărilor, care au durat trei luni, s-au introdus în furnalul nr. 2 în total 43 000 t burete de fier HyL. Furnalul are diametrul creuzetului de 7,2 m, produce cca. 1 250 t/24 h fontă brută, la o temperatură a vîntului de cca. 850°C și un consum de cocs de cca. 670 kg/t fontă. Buretele de fier s-a introdus în proporție de 18, 29, 35 și 39 % din încărcătura metalică. La 39 %, productivitatea furnalului a crescut cu 31 %, consumul de cocs scăzînd cu 28 %. În cazul creșterii metalizării încărcăturii, a scăzut consumul de dolomită cu 2,3 kg/1 % metalizare. Temperatura fontei a crescut cu 50—77°C, iar conținutul de sulf al fontei a scăzut considerabil.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 25, dec. 1978, p. 1367*)

Cea mai mare instalație de peletizare a minereului de fier din lume

La 12 noiembrie 1978, s-a dat în exploatare în Puerto Ordaz, Venezuela, o nouă instalație de peletizare a minereului de fier (construcție Lurgi) a firmei Sidor. Instalația va prelucra anual 6,6 mil. t minereu de fier. Valoarea contractului, încheiat cu Vöest-Alpine AG, s-a ridicat la cca. 450 mil. DM.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 26, dec. 1978, p. 1422*)

Producția mondială de oțel brut în anul 1978

Cifrele provizorii comunicate de Institutul internațional pentru fontă și oțel (IISI) arată pentru anul 1978 o producție mondială de oțel brut de 712,5 mil. t, reprezentînd o creștere de 6% față de producția anului precedent, de 672,3 mil. t (tab. 1). Producția anului 1978 depășește producția record a anului 1974 (708,8 mil. t).

Pentru țările capitaliste producția de oțel a anului 1978 se estimează la 466,4 mil. t, reprezentînd o creștere de 5,6 % față de 441,6 mil. t produse în anul 1977, rămînînd însă cu 5,7 % sub producția anului 1974, de 494,6 mil. t. Țările și regiunile industriale ca Europa de Vest, America de Nord, Japonia, Africa de Sud și Oceania au produs cca. 420 mil. t, adică 5,1 % mai mult decît în anul 1977 (399,5 mil. t), reprezentînd însă 9,4 % mai puțin decît producția anului 1974, care a fost de 463,5 mil. t.

Producția celor nouă țări din Comunitatea Europeană se estimează la 132,4 mil. t (5 % mai mare decît producția anului 1977—126,1 mil. t), însă cu 14,9 % mai mică decît cea a anului 1974—155,6 mil. t). După cum reiese din tabelul 1, S.U.A. au produs cca. 123,8 mil. t, adică cu 9,4 % mai mult față de anul 1977, însă cu 6,4 % sub rezultatul anului 1974 ; producția Japoniei s-a modificat puțin în comparație cu anul 1977, însă a rămas cu 12,8 % sub producția anului 1974.

Producția de oțel brut a țărilor în curs de dezvoltare din America Latină, Africa și Orientul Mijlociu a crescut puternic ; în anul 1978 producția a fost de 46,4 mil. t, cu 10,2 % mai mare decît în anul 1977 (42,1 mil. t). Brazilia a produs în anul 1978—12,1 mil. t (1977 : 11,2 mil. t, 1974 : 7,5 mil. t), fiind unul din cei mai mari producători din această grupă, împreună cu India cu 9,4 mil. t (1977 : 10,0 mil. t, 1974 : 7,1 mil. t) și Mexic cu 6,8 mil. t (1977 : 5,6 mil. t, 1974 : 5,1 mil. t).

În țările CAER, producția de oțel a crescut continuu și a atins în anul 1978 aproximativ 211,9 mil. t, adică 3,8 % mai mult decît în anul 1977 (204,1 mil. t) și 14,5 % mai mult decît în anul 1974 (185,1 mil. t). Producția R.P. Chineze s-a redresat și se estimează la o cifră record de 31 mil. t (1977 : 23,4 mil. t, 1974 : 26 mil. t).

Producția celor 41 de țări care au membri în IISI s-a ridicat la 463,8 mil. t, reprezentînd 99,4 % din producția totală a țărilor capitaliste.

Tabelul 1

Producția mondială de oțel în anii 1974—1978

—mil.t—

Țara	1978*	1977	1976	1975	1974
U.R.S.S.	152,0	146,6	144,8	141,3	136,2
S.U.A.	123,8	113,2	116,1	105,8	132,2
Japonia	102,1	102,4	107,4	102,3	117,1
R.F.G.	41,0	39,0	42,4	40,4	53,2
R.P. Chineză	31,0	23,4	21,0	26,0	26,0
Italia	24,4	23,3	23,5	21,9	23,8
Franța	22,8	22,1	23,2	21,5	27,0
Marea Britanie	20,2	20,5	22,4	19,8	22,4
Polonia	19,5	17,7	15,6	15,0	14,6
Cehoslovacia	15,4	15,1	14,7	14,3	13,6
Canada	14,9	13,6	13,3	13.0	13,6
Belgia	12,6	11,3	12,1	11,6	16,2
Brazilia	12,1	11,2	9,3	8,4	7,5
România	11,6	11,5	11,0	9,5	8,8
Spania	11,3	11,2	11,0	11,1	11,5
India	9,4	10,0	9,4	8,0	7,1
Africa de Sud	7,9	7,3	7,1	6,8	5,8
Australia	7,6	7,3	7,8	7,9	7,8
R.D.G.	6,9	6,9	6,7	6,5	6,2
Mexic	6,8	5,6	5,3	5,3	5,1
Olanda	5,6	4,9	5,2	4,8	5,8
Luxemburg	4,8	4,3	4,6	4,6	6,4
Coreea	4,7	4,2	3,5	2,0	1,9
Austria	4,2	4,1	4,5	4,1	4,7
Suedia	4,2	4,0	5,1	5,6	6,0
Ungaria	3,9	3,7	3,7	3,7	3,5
Iugoslavia	3,5	3,2	2,8	2,9	2,8
R.P.D. Coreeană	3,2	3,2	3,0	2,9	3,2
Argentina	2,7	2,7	2,4	2,2	2,4
Bulgaria	2,6	2,6	2,5	2,3	2,2
Finlanda	2,3	2,2	1,6	1,6	1,7
Turcia	2,3	1,9	2,0	1,7	1,6
Altele	15,2	12,1	11,7	10,8	10,9
TOTAL	712,5	672,3	676,7	645,6	708,8

* cifre provizorii

(În: *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 2, ian. 1979, p. 81—82*)

A treia instalație de desulfurare a gazelor de cocserie de la uzinele Chiba

Uzinele Chiba ale companiei Kawasaki Steel Corporation și-au completat programele de control al mediului astfel încît să corespundă standardelor de control al emisiei compușilor sulfului, prin amplasarea unei a treia instalații de desulfurare a gazului de cocserie. Instalația, al cărei cost se ridică la 6,2 mil. $, este capabilă să îndepărteze sulful din 200 000 Nm^3 de gaz pe oră, cu o eficiență de peste 90 %.

Împreună cu instalația nr. 1, care va fi demolată în curînd, noua instalație a înregistrat o capacitate de desulfurare a gazului de cocserie de 290 000 Nm^3, care depășește volumul total de gaz pe oră rezultat de la bateriile de cocsificare.

Dispozitivul utilizează procedeul Fumaks-Rhodacs, pus la punct de companiile Sumitomo Chemical Engineering Ltd. și Osaka Gas Ltd., care constă în captarea sulfului din gazul de cocserie, arderea lui la bioxidul de sulf și recuperarea acidului sulfuric. Gazul de cocserie desulfurat împreună cu alte gaze produse secundar sînt utilizate în scopul furnizării a 90 % din necesarul de energie al uzinei.

Pentru reducerea emisiilor de bioxid de sulf, uzinele Chiba au fost dotate cu dispozitive de desulfurare a gazelor din insta-

ațiile de aglomerare. În prezent, există trei instalații de desulfurare a gazelor de ardere, care au o capacitate combinată de epurare de 1,09 mil. Nm^3/h. Alte etape prevăzute de instalație includ utilizarea preferențială a minereului de fier cu conținut scăzut de sulf și a păcurii.

(În : *Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 7, 1978, p. 75*)

Sistem de răcire cu apă a bolții cuptorului electric cu arc

Compania Korf Technologies Inc. a introdus recent un nou sistem de răcire cu apă pentru bolțile cuptoarelor electrice cu arc. Acesta a urmat introducerii cu succes pe piața Americii de Nord, în ultima parte a anului 1977, a sistemului de răcire cu apă Korf-Fuchs pentru pereții laterali ai cuptorului electric cu arc.

Sistemul de răcire cu apă Korf-Fuchs, aplicat pereților laterali și bolților, oferă oțelarului și turnătorului o durabilitate mărită a cuptorului, o productivitate mai mare și costuri mai scăzute. Creșterea volumului din partea de sus a cuptorului face posibilă reducerea numărului de încărcături de fier vechi. În plus, durabilitatea materialului refractar rămas este mărită, iar controlul arcului poate fi îmbunătățit.

Primul sistem de răcire cu apă Korf-Fuchs pentru bolțile cuptorului electric cu arc din America de Nord va fi curînd instalat la compania Georgetown Steel Corp, în Georgetown.

Bolta include panouri proiectate cu o singură față care înlocuiesc mai mult de trei pătrimi din cărămida refractară a bolții.

Bolta este proiectată cu un inel exterior răcit cu apă și o secțiune centrală din refractare convenționale. Secțiunea centrală din cărămidă este continuată într-un inel suport răcit cu apă, care este fixat în secțiunea exterioară răcită cu apă. Inelul suport este fixat pe inelul bolții normale pentru zidire și este zidit ca o boltă convențională.

Pentru siguranță maximă temperaturile apei de răcire sînt supravegheate. Odată cu pereții laterali, instalarea bolții îmbunătățește condițiile de lucru în zona cuptorului și ajută la micșorarea distorsiunii creuzetului și bolții cuptorului.

Odată cu disponibilitatea noului sistem de răcire a bolții, pentru bolțile cuptorului electric compania Korf Technologies oferă și un sistem complet de răcire a apei.

(În : *Iron and Steel Engineer, nr. 7, S.U.A., 1978, p. 72*)

Cristalizorul cu lățime variabilă utilizat la turnarea continuă de la compania Nippon Steel

Compania Nippon Steel a pus la punct și a instalat pe una din cele două mașini de turnare continuă de la uzinele Hirohata un cristalizor cu lățime variabilă, care permite modificarea lățimii sleburilor fără întreruperea procesului de turnare.

Noul cristalizor, pus la punct și brevetat de compania Nippon Steel, constă din șase cristalizoare separate răcite cu apă. Cristalizoarele cu marginea superioară și inferioară pot fi reglate independent pe fiecare parte, în scopul măririi sau micșorării lățimii slebului.

În timpul turnării, lățimea slebului este schimbată după cum urmează : nivelul oțelului lichid este scăzut la nivelul secțiunii cristalizorului inferior ; lățimea cristalizorului superior este deplasată, obținîndu-se o lățime mai mică sau mai mare după cum este necesar. După încheierea deplasării scoaterea sleburilor și oscilația cristalizorului sînt oprite. Între timp turnarea este oprită pentru mai puțin de 20 s. În consecință, oțelul lichid se ridică la nivelul normal în secțiunea cristalizorului superior.

În scopul măririi lățimii slebului, secțiunea cristalizorului inferior este aliniată la lățimea cristalizorului superior, iar turnarea este continuă. În scopul micșorării lățimii slebului, cristalizorul inferior este împins și aliniat la lățimea cristalizorului superior, în momentul cînd poziția schimbată a lățimii slebului a trecut prin cristalizorul inferior.

Prin ridicarea nivelului oțelului lichid de la nivelul cristalizorului inferior la acela al cristalizorului superior, prin răcire se obține o grosime suficientă a scoarței în poziția schimbată a lățimii. Așadar, nu are loc nici o întrerupere în momentul reluării procesului de turnare.

În prezent zona de 300 mm de schimbare a lățimii este tăiată, pentru a asigura calitatea sleburilor. Această zonă va fi redusă odată cu cîștigarea experienței în utilizare.

Deși turnarea continuă oferă multe avantaje importante, lipsa flexibilității în turnare constituie un impediment. La un laminor care produce cantități mici de sleburi de mărimi diferite, această situație generează o creștere în frecvență a operațiilor de schimbare a dimensiunii, care duc la obținerea unei productivități scăzute și un stoc excedentar. Punerea la punct a cristalizorului cu lățime variabilă a rezolvat această probel nă.

Lucrările privitoare la noul cristalizor au început la uzinele Hirohata, în anul 1968. Testele de bază au fost realizate în anul 1970 și testarea în flux a început în anul 1972. Au fost rezolvate diferite probleme, iar cristalizorul cu lățime variabilă a fost montat pe o linie în ultima parte a anului 1975. Funcționarea s-a dovedit reușită, iar calitatea satisfăcătoare. Se prevedea ca și cealaltă linie de turnare continuă de la uzinele Hirohata să fie dotată cu un astfel de cristalizor.

Cristalizorul cu lățime variabilă va asigura multe beneficii în aplicații similare. Compania Nippon Steel afirmă că noul sistem va contribui la mărirea vitezelor de funcționare a mașinilor de turnare continuă, astfel încît să se adapteze la cele ale laminoarelor.

(În : *Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 7, 1978, p. 75*)

Modernizarea laminorului de bare al societății USINOR de la Valenciennes-Trith

De curînd au fost încheiate lucrările de modernizare a laminorului universal de bare de la Valenciennes-Trith, pentru care au fost investite 180 mil. FF.

Laminorul va fi alimentat cu semifabricate provenind de la tăierea țaglelor turnate continuu la uzina din Dunkerque. Pentru barele foarte mari, Dunkerque va livra eboșe preformate. Pentru încălzirea acestor semifabricate a fost construit un cuptor cu lonjeroane, încălzit cu gaze naturale, prin tehnica „bolții radiante", avînd o capacitate de 90 t/h.

În amonte de laminor, înainte de caja reversibilă de 920 mm, a fost construită o cajă degrosisoare reversibilă de 1 200 mm. Eboșa, după caz, efectuează cinci sau șapte treceri în această cajă și apoi trece la laminorul existent, cu 3 caje.

Această cajă degrosisoare va permite extinderea programului de bare de mari dimensiuni. Astfel, datorită celor două laminoare universale de la Valenciennes și Longwy, societatea USINOR este în măsură să asigure laminarea gamei complete de bare, de la 80 la 600 mm. Barele laminate la Valenciennes sînt utilizate în construcțiile metalice, instalațiile de prelucrare a materialelor brute, din industria chimică și metalurgică.

Din rîndul îmbunătățirilor aduse acestui laminor trebuie menționate modificarea sistemului de răcire în aval de caja finisoare și instalarea unei prese pentru dresarea produselor de secțiune mare. Totodată, a fost instalat un sistem de epurare și recirculare a apelor de răcire.

În prezent, laminorul de la Valenciennes poate livra 20 000 t bare lunar, cu două echipe de laminare. Prin modernizare, acest laminor a devenit foarte competitiv și ar trebui să conducă la o reducere considerabilă a importurilor de bare ale Franței, care în acest moment sînt anormal de ridicate.

(În : *AIL, Franța, nr. 166, dec. 1978, p. 33*)

Iz. VUZ. Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 12, 1978

Calculul activității componenților în aliajele lichide de Fe—Ni—Si, p. 5 — *Legătura dintre valorile observate și cele reale ale constantelor cinetice ale reacțiilor eterogene rapide în flux*, p. 10 — *Regimul de oxidare a carbonului din masa topită de Fe—C, suflată cu jet paralel de gaze Ar + CO_2*, p. 14 — *Termodinamica procesului de dezoxidare a oțelului cu silico-bariu*, p. 18 — *Intensificarea procesului de sinterizare a stratului de aglomerare prin insuflarea stratului cu curent de aer ascendent în regim de pseudolichefiere*, p. 22 — *Sinterizarea șarjelor de aglomerare cu raport diferit al componenților în granulele de diferite mărimi*, p. 25 — *Cercetarea pierderilor de presiune în zonele dintre straturile încărcăturii de furnal*, p. 29 — *Structura zonei de reacție la insuflarea metalului cu jet de oxigen și oxigen pulbere*, p. 33 — *Transformarea incluziunilor nemetalice în metalul electrozilor consumabili la retopirile de rafinare*, p. 37 — *Aprecierea funcționării aparatului de măsurare a tensiunilor normale și a porților de frecare prin contact la laminare*, p. 42 — *Cercetarea condițiilor de forță ale laminării în calibre T plate*, p. 48 — *Starea de tensiune-deformare a cilindrului de laminor, în cavitatea căruia acționează presiunea*, p. 52 — *Fixarea metodei de determinare a cîmpului de temperatură în interiorul cilindrilor de laminare*, p. 55 — *Repartizarea momentelor între cilindrii de diametre diferite strînși în prealabil*, p. 60 — *Calculul rezistenței la deformare a metalului în stare caldă ținînd seamă de proprietățile lui reologice și de viscozitate*, p. 63 — *Presiunea metalului asupra cilindrilor la laminarea la rece a tablei subțiri*, p. 68 — *Calculul tensiunii la tragerea țevilor pe mandrina mobilă cu ultrasunete*, p. 74 — *Rezolvarea problemei de contracție a cilindrului cu ajutorul funcției principiului vitezelor virtuale*, p. 78 — *Cercetarea refractarității oțelului H18N10T la temperaturi înalte*, p. 83 — *Influența segregației impurităților și a golurilor în apropierea dizolvărilor asupra parametrilor proceselor de difuziune*, p. 88 — *Formarea stării de tensiune la termociclarea oțelului R6 M5*, p. 94 — *Influența deformării la cald asupra coagulării fazei de carbură în oțelul de cementare rapid*, p. 98 — *Proprietățile topiturilor pentru tratamentul termic și termocorodarea metalelor datorită funderului*, p. 102 — *Transformările de structură ale oțelurilor aliate și carbon în zona de influență termică în cazul tăierii cu arc electric și aer comprimat*, p. 105 — *Procese termice la turnarea bimetalului din sistemul oțel-bronz*, p. 109 — *Cercetarea tendinței fontelor spre formarea crustelor solidificate*, p. 114 — *Cercetarea stării de tensiune și termice a pieselor forjate cu gabarit mare la încălzirea lor în cuptoarele cu camere și vatră mobilă*, p. 118 — *Calculul lungimii flăcării de gaz turbulente cu aplicarea legilor aerodinamicii densității neuniforme a jetului liber*, p. 122 — *Studierea stării termice a sistemului malaxor-mobil-fontă lichidă*, p. 126 — *Schimbul de căldură în cuptorul cu cuvă la încălzirea gazului reducător în generatorul cu arc electric*, p. 130 — *Indicatorii dinamici ai perturbărilor echivalente în cadrul procesului de furnal*, p. 133 — *Optimizarea elaborării oțelului prin procedeul duplex*, p. 137 — *Alcătuirea informațiilor în sistemul de conducere automatizat de pe poziția teoriei sistemelor active*, p. 140 — *Controlul reoxidării zgurei la comanda elaborării în convertizor*, p. 144 — *Analiza proceselor de tranziție ale mecanismelor cu regim de funcționare intermitent în momentul static, în funcție de parcurs*, p. 149 — *Cercetarea, experimentală a dispozitivului de presare de la blumingul 1300 Cerepoveț*, p. 153 — *Metodologia analizei și prognozei de organizare a fluxului metalului lichid în sistemul oțel-laminat*, p. 156 — *Unele posibilități de optimizare a planificării tehnico-economice a producției de oțel electric*, p. 161 — *Criteriul eficienței în calculele proporțiilor optime ale capacităților de producție*, p. 164.

Stal, U.R.S.S., nr. 11, 1978

Elaborarea și asimilarea noilor oțeluri și aliaje pentru agricultură, p. 974 — *Influența porozității asupra proprietăților termofizice ale materialelor din minereu de fier*, p. 978 — *Analiza termotehnică a funcționării furnalului cu șarjă metalizată prin metoda modelării matematice*, p. 982 — *Mantalele protectoare ale termocuplelor pentru cauperele furnalelor cu temperatura pînă la 1 450°C*, p. 986 — *Perfecționarea tehnologiei de elaborare și turnare a oțelului și îmbunătățirea calității lui în convertizoare și secțiile Martin*, p. 988 — *Elaborarea oțelului de calitate slab aliat în convertizoarele cu oxigen cu rafinare în afara cuptorului*, p. 993 — *Experiența de exploatare a oalelor cu dispozitiv cu sertar*, p. 997 — *Trecerea secției Martin de productivitate mare la turnarea oțelului din oale cu dispozitiv cu sertar*, p. 999 — *Asimilarea turnării oțelului din oale cu dispozitiv cu sertar*, p. 1001 — *Folosirea tehnologiei de turnare a oțelului din oale cu dispozitiv cu sertar*, p. 1004 — *Turnarea oțelului din oale cu dispozitiv cu sertar*, p. 1009 — *A opta ședință plenară a seminarului „Oțelul și incluziunile nemetalice”*, p. 1010 — *Micșorarea perioadei de menținere a lingourilor în lingotiere*, p. 1015 — *Procedee noi de fabricare a oțelurilor inoxidabile*, p. 1016 — *Elaborarea feromanganului silicios cu conținut de carbon*, p. 1018 — *Laminarea la rece a tablei de oțel „la minus” și expedierea ei după masa teoretică*, p. 1020 — *Protecția anticorosivă a oțelului laminat la rece în cadrul procesului de fabricare, depozitare și transport*, p. 1023 — *Eficiența fabricării și utilizării oțelului profilat calibrat la cald*, p. 1028 — *Cercetarea diferenței de grosime a capătului ruloului la laminorul continuu la rece*, p. 1030 — *Perfecționarea regimurilor de decapare a benzilor din oțel inoxidabil*, p. 1031 — *Liniile în flux continuu pentru executarea țevilor deformate la rece*, p. 1032 — *Un nou procedeu de combinare a operațiilor tehnologice în agregatele de tragere a sîrmei*, p. 1036 — *Particularitățile de fabricare a sîrmei cu acoperire de cadmiu*, p. 1037 — *Experiența fabricării cablurilor zincate și capacitatea lor de funcționare la minele din Dombas*, p. 1038 — *Determinarea rezistenței temporare la rupere a oțelului calibrat A 12 fără degradare*, p. 1039 — *Unele probleme privind protecția anticorosivă a metalelor feroase*, p. 1040 — *Fabricarea, proprietățile și utilizarea oțelurilor rezistente la coroziunea provocată de atmosferele agresive*, p. 1042 — *Cercetarea mecanismului de influență a magneziului asupra structurii și proprietăților aliajelor refractare*, p. 1047 — *Unitățile de măsură pentru țevile din oțel și reducerea consumului lor de metal*, p. 1051 — *Unificarea parametrilor recuperatoarelor tubulare metalice, experiența de asimilare a fabricării și exploatării lor*, p. 1056.

Stal, U.R.S.S., nr. 12, 1978

Umezirea șarjei în tamburi de peletizare la fabrica de aglomerare „Tulacermet”, p. 1069 — *Cercetarea și asimilarea procesului de reducere cu gaz a peletelor din minereu de fier*, p. 1071 — *Metodă rapidă de determinare a rezistenței la cald a materialelor pe bază de minereu de fier*, p. 1072 — *Cercetarea cauzelor modificării evacuării carbonului din furnal prin utilizarea la elaborare a păcurii*, p. 1074 — *Îmbunătățirea regimului de zgură al furnalelor la elaborarea fontei de turnătorie* p. 1078 — *Tehnologia de fabricare a oțelului de calitate prin procedeul combinat convertizor-cuptor cu arc electric*, p. 1080 — *Experiența de elaborare a fierului pur în convertizorul cu fund poros*, p. 1082 — *Afinarea fontei cu conținut scăzut de mangan în convertizorul cu insuflare prin partea de jos*, p. 1083 — *Sincronizarea proceselor de oxidare a siliciului și de încălzire a băii în convertizorul cu oxigen*, p. 1084 — *Perfecționarea tehnologiei de elaborare a oțelului în cuptoarele Martin*, p. 1086 — *Obținerea semifabricatelor bimetalice prin procedeul turnării continue*, p. 1087 — *Turnarea continuă a bramelor cu muchii late concave*, p. 1089 — *Asimilarea tehnologiei de turnare pe mașinile de turnare continuă de tip orizontal a semifabricatelor într-o gamă sortimentală largă, sub aspectul mărcilor și dimensiunilor*, p. 1090 — *Analiza eficienței de fabricare a țaglelor de calitate pe mașini de turnare continuă de tip orizontal*, p. 1092 — *Desulfurarea fontei lichide în flux*, p. 1095 — *Particularitățile tehnologiei de elaborare a oțelului din fier spongios sărac în cuptorul electric*, p. 1097 — *Perfecționarea regimurilor de laminare a tablei la laminorul reconstruit 1200 de la Combinatul metalurgic Magnitogorsk*, p. 1099 — *Sisteme de reglare automate a temperaturii benzii la înfășu-*

rare și de determinare a masei teoretice a rulourilor, p. 1102 — *Exploatarea cajelor bloc fără cadru, în prealabil tensionate, la laminoarele de profile și de sîrmă de la uzina metalurgică Cerepoveț*, p. 1105 — *Experiența industrială de fabricare a benzilor laminate la rece din rulourile secționate longitudinal*, p. 1108 — *Particularitățile tehnologice și perspectivele dezvoltării producției în flux a țevilor carbon deformate la rece*, p. 1109 — *Căile de perfecționare a producției de țevi trase*, p. 1113 — *Influența conținutului de carbon și a deformării totale asupra calității sîrmei din oțel pentru arcuri*, p. 1114 — *Experiența înaintată în fabricarea articolelor de fierărie*, p. 1116 — *Alegerea oțelului pentru fabricarea cilindrilor de lucru de la laminoarele cu 20 cilindri*, p. 1118 — *Mărirea rezistenței cuțitelor pentru tăierea la rece a laminatului*, p. 1120 — *Influența factorilor tehnologici asupra rezistenței la coroziunea intercristalină a țevilor inoxidabile*, p. 1122 — *Asimilarea tehnologiei semiindustriale pentru obținerea de pulberi electrolitice*, p. 1125 — *Influența dimensiunii pulberii de wolfram asupra structurii și proprietăților metalului sinterizat*, p. 1127 — *Particularitățile de creștere a grăunților de wolfram la sinterizarea aliajului de wolfram-nichel-fier*, p. 1129 — *Influența recoacerii reducătoare asupra microstructurii și proprietăților pulberii de fier-cupru, obținut prin pulverizarea cu apă a masei topite*, p. 1131 — *Procedeul de fabricare continuă a fierului pur*, p. 1133 — *Cercetarea unor probleme de deplasare a obiectelor de muncă în metalurgie*, p. 1134 — *Mărirea eficienței economice a cercetărilor științifice la institutul Tulacermet*, p. 1137 — *Mărirea productivității cuptoarelor circulare din secțiile de laminare a țevilor*, p. 1139 — *Epurarea apelor reziduale industriale și a celor pluviale de la uzina „Serp i molot" cu ajutorul filtrelor din polistiren expandat*, p. 1141 — *Proiectarea sistemului de distribuire a amestecului gaz-pulbere la gurile de vînt ale agregatului metalurgic*, p. 1143.

Stal, U.R.S.S., nr. 1, 1979

Influența compoziției granulometrice a concentratului de minereu de fier asupra calității peletelor, p. 8 — *Pierderile de presiune pe secțiunea cuptorului în condițiile reale de elaborare în furnal*, p. 11 — *Comanda alimentării la furnalul de mare putere*, p. 13 — *Permeabilitatea magnetică a aglomeratului și proprietățile lui metalurgice*, p. 16 — *Răcirea aglomeratului cu apă fin pulverizată la secția de sinterizare*, p. 17 — *Procesele de metalizare a peletelor din minereu de fier în cuptorul cu cuvă*, p. 19 — *Construcția dispozitivelor de alimentare a furnalelor*, p. 20 — *Tratament prin contact electric a suprafețelor din aliaje dure ale pieselor de la aparatele de încărcare a furnalelor*, p. 22 — *Vidarea prin circulație a oțelului pentru construcții*, p. 23 — *Cercetarea și elaborarea tehnologiei de suflare cu azot a oțelului de convertizor în oală*, p. 26 — *Dezoxidarea și rafinarea oțelului în oală cu brichete exotermice din feroaliaje fondante*, p. 30 — *Rafinarea oțelului de producție curentă în oală cu amestecuri de zgură la evacuare*, p. 31 — *Îmbunătățirea calității lingoului de oțel pentru șine, turnat peste un strat de zgură*, p. 32 — *Tratarea în afara cuptorului a oțelului slab aliat, elaborat în convertizoare de mare capacitate*, p. 34 — *Perfecționarea construcției băilor de la cuptoarele închise pentru feroaliaje*, p. 35 — *Reducerea consumului de oțel la fabricarea laminatului*, p. 37 — *Sisteme hidraulice de reglare a grosimii și formei benzilor în laminarea la cald la liniile de benzi late*, p. 40 — *Calibrarea la cald a oțelului hexagonal în cajele cu trei cilindri*, p. 42 — *Particularitățile laminării benzilor la blocul continuu de caje degrosisoare al laminorului pentru benzi late*, p. 45 — *Experiența de laminare a tablei de oțel poroase*, p. 47 — *Modelarea pe calculatoare electronice și raționalizarea regimurilor de pornire a laminării pe laminorul 450 ZSMZ de profile mijlocii*, p. 47 — *Cuțite din aliaje dure pentru agregatul de foarfece-tambur*, p. 49 — *Mărirea rezistenței și durabilității discurilor de la ferăstrăul pentru tăiere la rece*, p. 50 — *Perfecționarea producției de țevi*, p. 51 — *Influența regimurilor de laminare la cald și a compoziției lichidului de lubrifiere-răcire asupra calității suprafeței țevilor*, p. 53 — *Încercarea la scară industrială a dornurilor matrițate la laminorul perforator*, p. 55 — *Fabricarea țevilor pentru cazane cu acoperire de crom prin difuziune*, p. 57 — *Piese metalice pentru agricultură*, p. 59 — *Mărirea nivelului și a uniformității proprietăților mecanice ale bolțurilor*, p. 60 — *Durabilitatea sîrmei pentru cablu*, p. 62 — *Cercetarea influenței diferitelor unsori asupra rezistenței cablurilor de oțel*, p. 63 — *Bandă de oțel pentru armarea anvelopelor*, p. 64 — *Influența regimului de tratament termic asupra structurii și durității oțelului 95X18*, p. 66 — *Influența adaosurilor asupra duratei de funcționare a aliajului H13Iu1*, p. 66 — *Eficiența cercetărilor economice în domeniul alcătuirii prețului la oțel și laminate*, p. 68 — *Stimularea economică a asimilării unor mijloace moderne de control al calității producției de metal*, p. 69 — *Aplicarea metodei normativo-parametrice și utilizarea calculatoarelor electronice la calcularea listelor de prețuri la oțel și laminate*, p. 71 — *Mărirea eficienței producției de țevi trase*, p. 73 — *Optimizarea tehnologiei de obținere a atmosferei de protecție necarburante din gaze naturale*, p. 75.

Metallurg, nr. 1, 1979, U.R.S.S.

Aderarea aglomeratului pe granulele șarjei de aglomerare, p. 9 — *Exhaustorul de aglomerare dublează productivitatea*, p. 12 — *Utilizarea procedeului „magneziu-gaz" pentru obținerea fontei rafinate de turnătorie*, p. 13 — *Turnarea oțelului pentru țevi sub zgure fără compuși fluorurați*, p. 18 — *O formă nouă de lingouri pentru țevi fără sudură*, p. 20 — *Rezervele de economie a lingotierelor*, p. 22 — *Asimilarea profilului economic pentru arcuri de automobile*, p. 27 — *Perfecționarea tehnologiei de laminare a roților*, p. 28 — *Fabricarea laminatului durificat termomecanic și tăierea lui*, p. 29 — *Mărirea rezistenței discurilor de ferăstrău pentru tăierea la cald*, p. 31 — *Poansonarea semifabricatului pentru țevi turnat continuu*, p. 33 — *Funcționarea cuptorului adînc celular cu arzător în partea de sus pe bază de gaz de cocserie*, p. 34.

Metallurgiceskaia i gornorudnaia promîșlennost, U.R.S.S., nr. 4, 1978

Încălzirea cu gaze naturale a șarjei de aglomerare în toba de formare a bulgărilor, p. 3 — *Comanda distribuitorului de încărcătură cu pîlnie cu două pante*, p. 4 — *Mărirea siguranței în funcționare și a duratei de serviciu a indicatorilor de nivel cu radioizotopi pentru șarja de furnal*, p. 7 — *Perfecționarea tehnologiei de fabricație a oțelului și a laminatelor la uzina „Azovstal"*, p. 10 — *Vacuumarea porționată a oțelului pentru șine*, p. 11 — *Îmbunătățirea calității oțelului elaborat în cuptoare Martin și convertizoare*, p. 12 — *Calitatea tablei din oțel slab aliat de convertizor pentru construcții navale de marca 15 GB și O9G2 din sleburi turnate continuu*, p. 15 — *Regimuri raționale de funcționare a dispozitivelor hidraulice de împingere în laminarea la cald a oțelului pe laminoare continue pentru benzi late*, p. 17 — *Perfecționarea formei lingoului din oțel necalmat*, p. 20 — *Utilizarea procedeului de laminare — trefilare în vederea prelucrării benzilor laminate la cald pe o cajă duo la linia agregatului continuu de decapare*, p. 22 — *Tehnologia perfecționată de fabricare a țevilor din aliaj EP847 (VJ85)*, p. 25 — *Determinarea regimului de viteză al laminării țevilor pe laminorul în pas de pelerin*, p. 27 — *Instalații pentru răcirea forțată a țevilor pe laminoarele de netezire ale liniei de țevi 250*, p. 29 — *Căile de mărire a productivității utilajelor de înfășurare a cablurilor și a durabilității cablurilor de oțel*, p. 32 — *Tratamentul termomecanic al oțelului pentru tablă de automobile*, p. 34 — *Influența arseniului asupra proprietăților mecanice ale oțelurilor slab aliate cu conținut redus de carbon*, p. 38 — *Structura și proprietățile aliajelor Fe—B, Fe—P și Co—B care se cristalizează rapid*, p. 40 — *Mărirea cotei de fier vechi la elaborarea în convertizor*, p. 42 — *Îmbunătățirea regimului termic al cuptoarelor adînci de încălzire cu un singur arzător în partea de sus*, p. 44 — *Avantajele căptușelilor monolit de la jgheaburile de evacuare a oțelului executate din betoane magneziene*, p. 47 — *Fabricarea lingotierelor din fontă aliată cu aluminiu*, p. 49 — *Intensificarea clasificării și preparării șlamurilor din mangan*, p. 51 — *Mărirea siguranței în exploatare a utilajelor și calitatea suprafeței tablei pe laminoarele de dresare cu acționare în grup a cilindrilor de lucru*, p. 59 — *Optimizarea distribuirii minereului de fier pentru elaborarea în furnal*, p. 65 — *Eficiența economică a utilizării peletelor metalizate la elaborarea în furnal*, p. 68 — *Cercetarea dependenței indicatorilor economici de funcționare ai laminoarelor de tablă groasă față de grosimea laminatului*, p. 70 — *Micșorarea gradului de prăfuire a halelor*

de turnare, p. 72 — *Utilizarea prafului din secția de melanjoare a uzinelor metalurgice*, p. 73 — *O nouă tehnologie de turnare a troacelor pentru cuptoarele Martin*, p. 75 — *Eficiența laminării la rece a țevilor cu două perechi de cilindri de lucru*, p. 78 — *Macara pentru transportarea acoperișurilor secțiilor metalurgice*, p. 80 — *Prelucrarea zgurelor metalurgice la uzina Ilici*, p. 84.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 12, dec. 1978

Tendințele utilizării și încercării materialelor la reactoarele nucleare răcite cu apă, p. 437 — *Considerații asupra economiei fabricării benzilor înguste, laminate la rece, din oțel înalt aliat, din materiale produse prin metalurgia pulberilor*, p. 442 — *Cercetarea problemelor tehnologice la scurtarea timpului de fierbere, economia de energie și îmbunătățirea scoaterii în ciclul de fabricație cuptor Martin — instalație de turnare continuă*, p. 442 — *Activitatea termodinamică în cuptoarele tunel — consumul minim de căldură în contracurent*, p. 447 — *Aspectele răcirii accelerate a profilelor fine și sîrmei din temperatura de laminare*, p. 450 — *Particularitățile mișcării tunderului în cîmpul mobil al unui inductor liniar*, p. 454 — *Problemele aplicării lacului la sîrmele din cupru*, p. 457 — *Cercetări asupra prelucrării hidrometalurgice a pastelor reziduale de la acumulatoarele de plumb*, p. 462 — *Descompunerea fazei α suprasaturate în aliajul AlMg5Mn*, p. 464 — *Cercetări asupra formării unei structuri 110 a fibrelor la probele refulate din cilindri de aluminiu*, p. 467 — *Determinarea gradului de emisiuni și a entalpiei standard a wustitei*, p. 469 — *Determinarea granulației în tablele de dinam cu ajutorul dispersiei de neutroni*, p. 472.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 25, dec. 1978

Sesiunea de siderurgie, Düsseldorf 9—10 noiembrie 1978, p. 1317 — *Din activitatea Verein Deutscher Eisenhüttenleute*, p. 1330 — *Oțelul și producția de energie*, p. 1333 — *Eficiența ca problemă și obiectiv*, p. 1345.

Stahl und Eisen, nr. 26, dec. 1978

Măsuri de îmbunătățire a eficienței cuptoarelor adînci, p. 1383 — *Comparație între serii de calibre pentru oțeluri aliate, exemplificate prin semifabricate pătrate de 50 și 80 mm, bare de 40 mm și sîrmă de 6 mm*, p. 1391 — *O nouă mașină de sudat bandă cap la cap, de generația a 3-a*, p. 1400 — *Estimarea investițiilor într-o întreprindere binațională*, p. 1405 — *Extinderea capacității și economii la prelucrarea cilindrilor de calibrare, ca rezultat al activității tehnico-economice*, p. 1411.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 1, ian. 1979

Încercări în furnal cu cocs de diferite granulații, p. 1 — *Viteza de amestecare cu ajutorul cîmpului electromagnetic la turnarea continuă cu fir curb*, p. 7 — *Utilizarea oalelor de turnare a oțelului cu căptușeală refractară de înaltă calitate la oțelăria din Hattingen a firmei Thyssen Henrichshütte AG*, p. 13 — *Concepția și exploatarea instalației de degazare în vid DH de la oțelăria LD a firmei Fr. Krupp Hüttenwerke AG, uzina din Rheinhausen*, p. 18 — *Cercetări asupra comportării la coroziune a oțelurilor insensibile la fisurarea provocată de leșii, exemplificate prin defecțiuni la caupere provocate de coroziunea fisurantă intercristalină sub tensiune*, p. 24.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 9, 1978

Programul convenției anuale AISI 1978, p. Ch 1 — *Rezumatele lucrărilor care urmează să fie prezentate*, p. Ch 37 — *„Viitorul" companiei Inland la uzinele Indiana Harbor*, p. Ch 73 — *Economiile de energie înregistrate printr-un control centralizat*, p. Ch 95 — *Gaz carburant pus la punct în scopul înlocuirii acetilenei utilizate în industrie*, p. Ch 96 — *Reducerea consumului de energie prin recircularea deșeurilor feroase*, p. Ch 99 — *Controlul emisiei „One-Spot" proiectat pentru cuptoarele de cocsificare*, p. Ch 101 — *A doua instalație de reducere de la uzinele Sidbec-Dosco Contrecoeur*, p. 29 — *Aplicarea tehnicii metalografice nedistructive la soluționarea problemelor cilindrilor de laminor*, p. 35 — *Un nou concept pentru laminoarele de bare*, p. 39 — *Un nou aparat de precipitat pentru gazul ars parțial de la convertizoarele LD și Q — BOP*, p. 44 — *Laminoarele moderne din U.R.S.S.*, p. 53 — *Controlul zgomotului din industria siderurgică*, p. 60 — *Furnale — S.U.A. și Canada*, p. 63 *Conceptele moderne, cu un preț scăzut al laminoarelor cu modul*, p. 65 — *Prezentarea noilor instalații ale uzinei Burns Harbor*, p. 69 — *Conceptul model al miniuzinelor care vor fi construite în zona Pittsburgh*, p. 79 — *Conferința vestică AISE 1978 — retrospectivă generală. Regenerarea HCl consumat utilizat la instalațiile mici de decapare*, p. 73.

Hutnik, Polonia, nr. 12, 1978

Influența parametrilor granulometrici ai minereurilor de mangan asupra scoaterii de mangan în procesul de fabricație a ferosilicomanganului cu ajutorul metodei continue, p. 499 — *Utilizarea dezoxidanților complecși pînă la sfîrșitul dezoxidării pentru anumite calități de oțel de înaltă rezistență*, p. 502 — *Îngroșarea capetelor țevilor reduse la laminorul reducător cu trei cilindri cu elongator*, p. 506 — *Posibilități de utilizare a emulsiilor apoase de păcură la încălzirea cuptoarelor metalurgice*, p. 515 — *Reducerea directă*, p. 512 — *Posibilități de gospodărire a zgurelor de convertizor*, p. 526 — *Rafinarea aliajelor de fier lichide cu ajutorul metodelor magnetohidrodinamice*, p. 531 — *Influența microadaosurilor asupra proprietăților mecanice ale oțelurilor sudabile tratate termic*, p. 535 — *Zgomotul provocat de utilajele pentru tăierea metalelor*, p. 539 — *Bariere în procesul de asimilare a rezultatelor lucrărilor de cercetare științifică*, p. 545.

Aciers Spéciaux, Franța, nr. 44, dec. 1978

Cercetarea în siderurgia fină, p. 3 — *Dezvoltarea și utilizările oțelurilor cu bor*, p. 9 — *Oțeluri pentru arcuri elicoidale folosite la automobile*, p. 19 — *Sîrmă subțire din oțel inoxidabil pentru sudare*, p. 24.

Redacția anunță cu durere încetarea din viață în ziua de 12 aprilie 1979, la vîrsta de 50 de ani, a inginerului **Nicolae Emil CARABAȘ** șeful secției de Turnătorie de la Întreprinderea de mașini agricole — București

LIVRĂRILE NOASTRE COMPLEXE ÎN DOMENIUL TURNĂTORIEI CUPRIND:

— ciclul complet de proiectare pentru :

- echipament tehnologic și instalațiile de desprăfuire;
- documentația de construcție ;
- instalațiile energetice și de ventilație.

de asemenea :

— livrările de echipamente complete pentru secțiile de turnătorie ;

— montarea completă a mașinilor, echipamentelor și instalațiilor sau asistența tehnică la lucrările de montaj ;

— pregătirea personalului beneficiarului ;

— asistență tehnică completă în perioada de garanție și după garanție ;

— la cererea clientului se execută toate lucrările de construcții-montaj, inclusiv construirea halelor de producție și a altor secții care intră în componența turnătoriei.

centrozap

MAȘINI ȘI UTILAJE DE TURNĂTORIE

— uscătoare cu strat fluidizat pentru amestecurile de formare;
— aeratoare, ciururi și separatoare;
— amestecătoare pentru amestecuri de formare și de miezuri;
— mașini de formare prin presare cu vibrare și mașini de formare cu jet de amestec;
— cubilouri cu vînt cald și rece;
— grătare de dezbatere prin șocuri;
— mașini de sablare și hidrosablare;
— instalații de manipulare și transport pneumatic;
— aparataj de laborator;
— linii de turnare cu amestecuri de formare lichide și friabile cu autoîntărire;
— regenerarea maselor bentonitice;
— regenerarea amestecurilor furanice.

Întreprinderea de Comerț Exterior
CENTROZAP
40 — 036 Katowice, Ligonia 7, Polonia
C.P. 825; Telefon 513 — 401; Telex 0312 — 416
Adresa telegrafică : Centrozap — Katowice

Publicom

„METALIMPORTEXPORT" strives to serve you!
Contact us for your demands of:

- steel blooms and slabs
- steel bars and shapes
- reinforcing steel bars
- cold formed profiles
- carbon and alloy tool steels
- commercial qualities, shipbuilding and boiler plates
- hot rolled coils
- cold rolled sheets and galvanised coils
- seamless steel line pipes, casing, tubing and drill-pipes
- longitudinal and spiral welded line pipes
- welded black and galvanized steel tubes
- drawn steel wires; prestressed concrete wires, and wire ropes
- welding electrodes for carbon and alloy steels
- wire nails
- industrial and anchor chains
- aluminium and alloyed-aluminium products (ingots, extruded bars, Properzi and drawn wires, cold rolled sheets and strips, foils, welded tubes for irrigation, joinery)

METALIMPORTEXPORT

FOREIGN TRADE COMPANY
BUCHAREST • ROMANIA

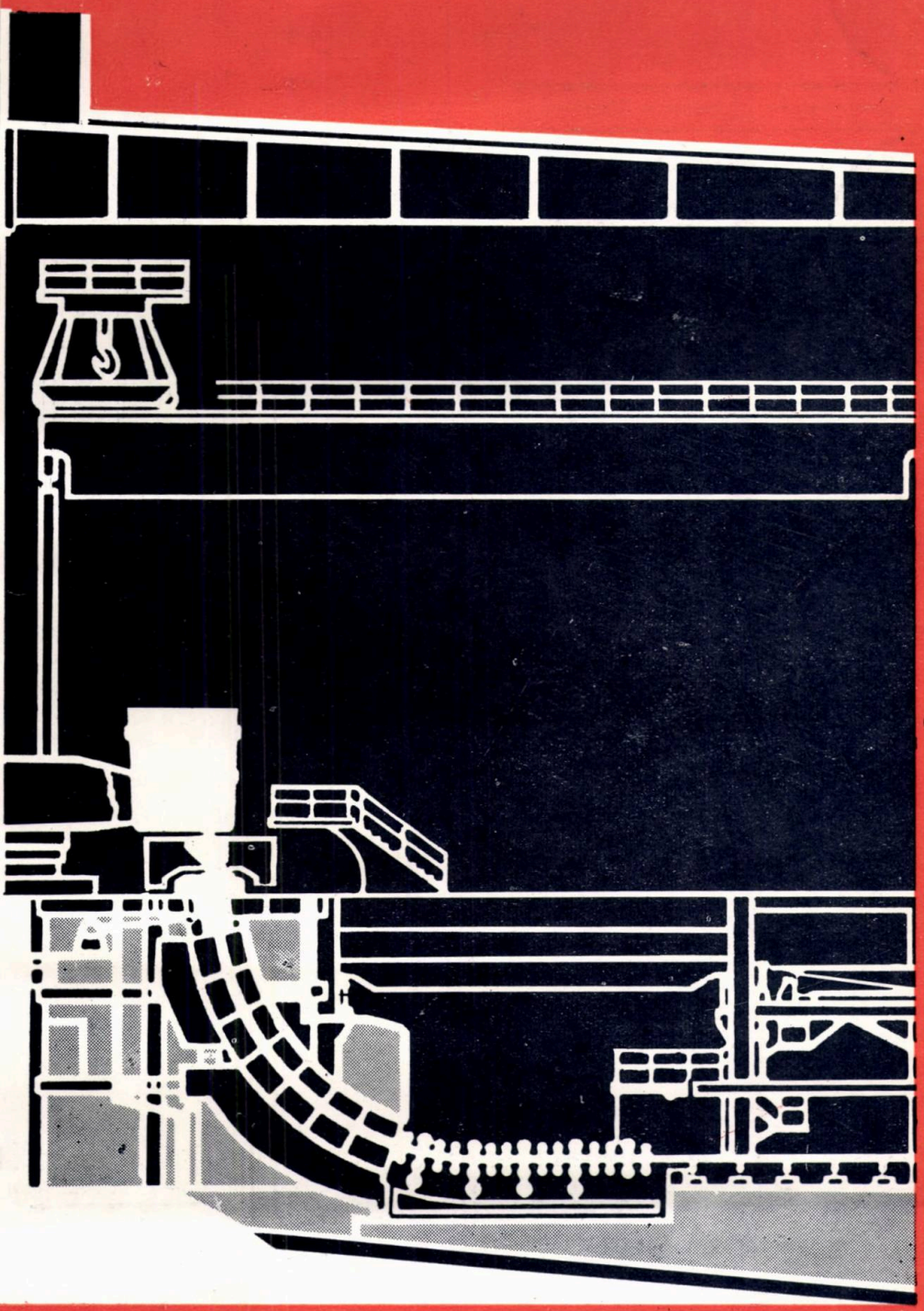
21—25 Mendeleev St. Code 70169
Telephone 13.90.55 Telex: 515

CENTRALA INDUSTRIALĂ SIDERURGICĂ REȘIȚA

Întreprinderea Oțelul Roșu

Orașul Oțelul Roșu
Str. Mihail Eminescu nr. 10
Jud Caraș Severin

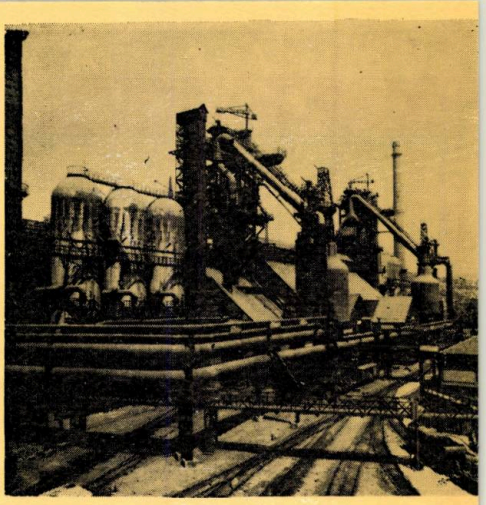
Telefon : 4 Telex : 013615
Cod Unit. 777.304.

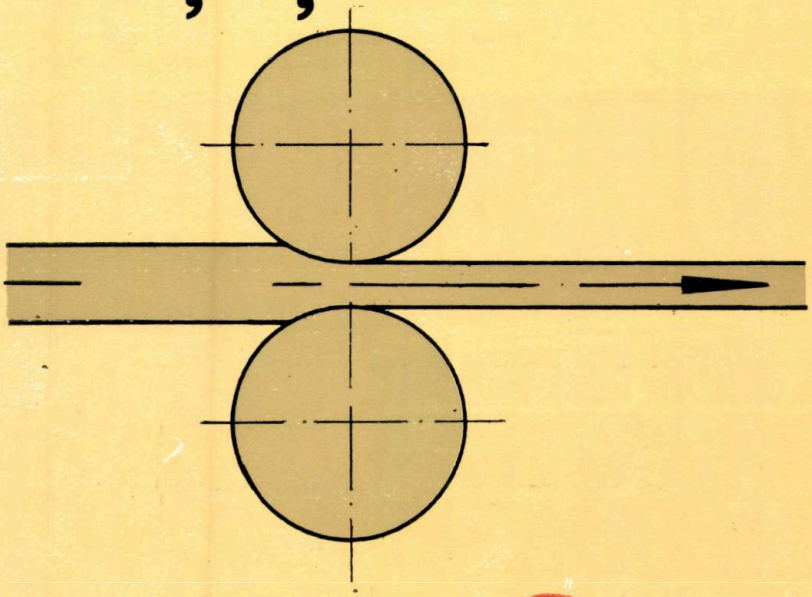


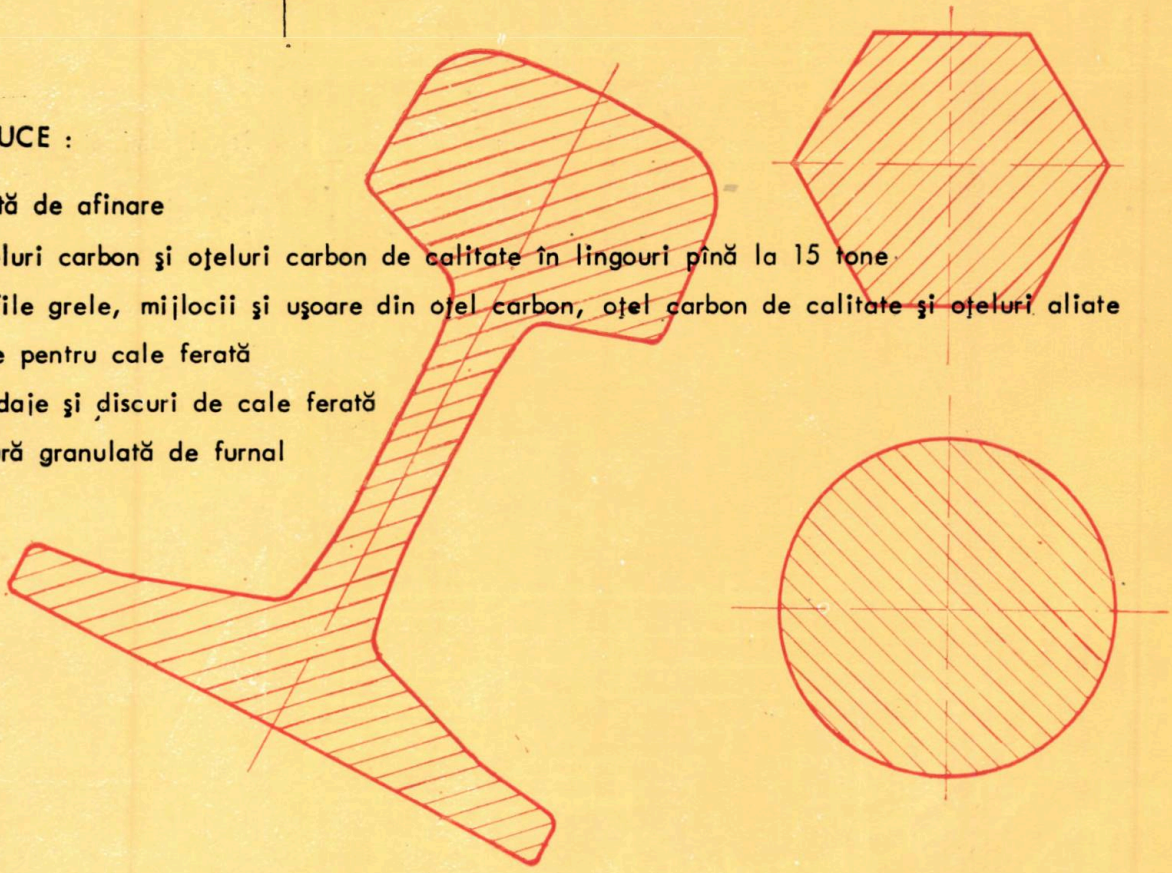
PRODUCE SI LIVREAZA

- Semifabricate turnate continuu
- Platine
- Profile mici și mijlocii
- Table
- Benzi laminate la cald
- Benzi laminate la rece
- Oțeluri calibrate rotunde, hexagonale și pătrate
- Piese turnate din oțel și din aliaje neferoase
- Cilindri din fontă pentru laminoare

Combinatul siderurgic REȘIȚA







PRODUCE :

- Fontă de afinare
- Oțeluri carbon și oțeluri carbon de calitate în lingouri pînă la 15 tone
- Profile grele, mijlocii și ușoare din oțel carbon, oțel carbon de calitate și oțeluri aliate
- Șine pentru cale ferată
- Bandaje și discuri de cale ferată
- Zgură granulată de furnal

COMBINATUL SIDERURGIC REȘIȚA

Reșița, str. George Coșbuc nr. 1, județul Caraș - Severin

Adresa telegrafică : Combsid. RESITA, telex:044214, telefon: 1 21 52; 1 18 83

COMBINATUL SIDERURGIC GALAȚI

oduce și livrează:

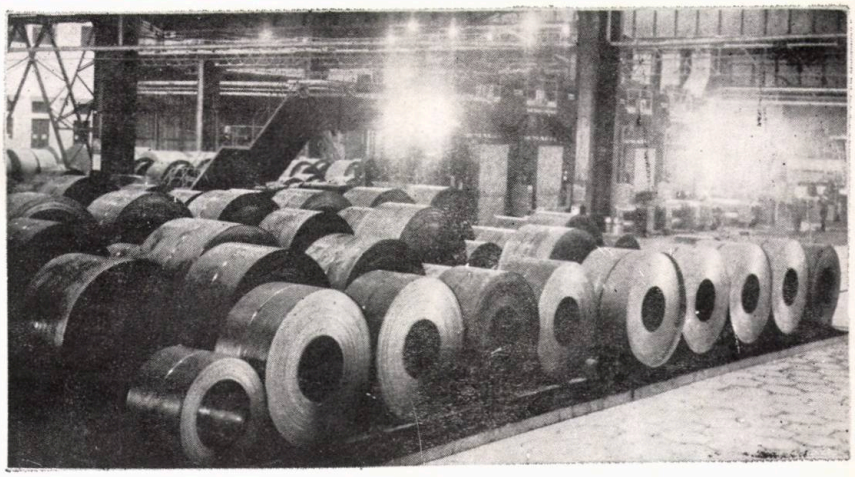
oduse laminate din oțel

Table groase și mijlocii:

oțeluri calmate, semicalmate, necalmate, slab aliate iate conform normelor românești și străine; pentru trucții mecanice, metalice, navale, de mașini, de ne și recipiente sub presiune etc.

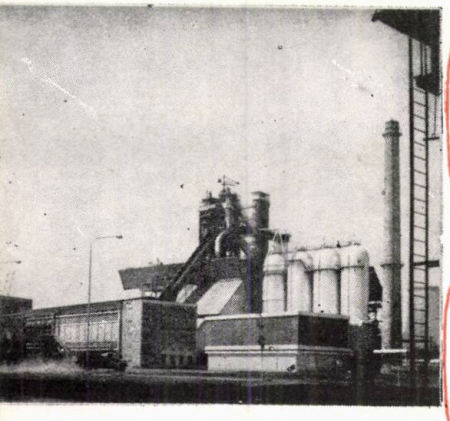
enzi și table laminate la rece:

operite și zincate conform normelor românești și ne, pentru construcții metalice, țevi sudate, prondoite, aparataj electric, caroserii, articole de uz ic etc.



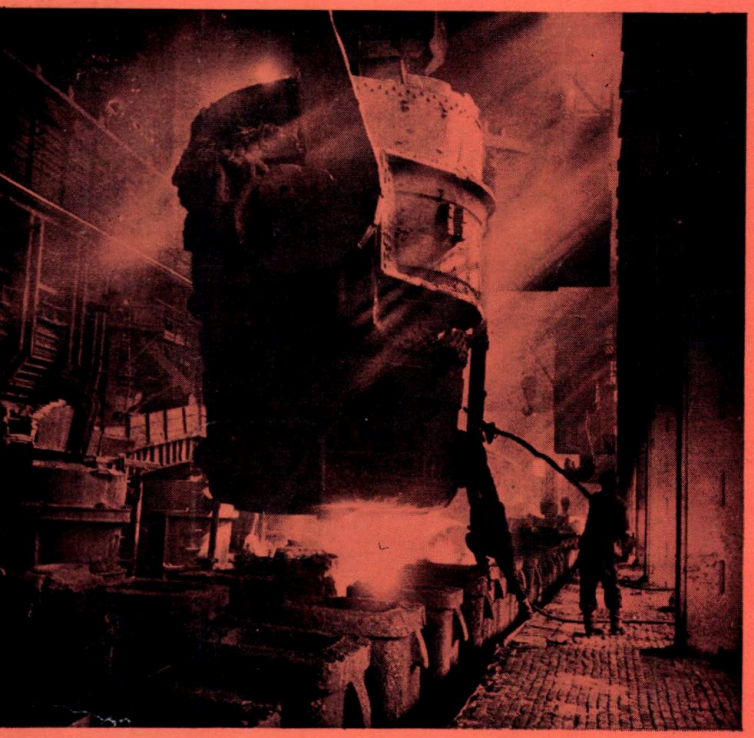
oduse chimice

ulfat feros heptahidratat
ulfat de amoniu
udron de huilă
enzen brut de huilă
moală de cocserie



Pentru informații detaliate asupra produselor noastre adresați-vă la:

MBINATUL SIDERURGIC — GALAȚI
DIRECȚIA COMERCIALĂ
Șoseaua Smîrdan nr. 1
6200 Galați
Telefon (930) 30438



C S H

1979 AUG 2

vă oferă

profile laminate din oţeluri carbon calmate şi necalmate, din oţeluri carbon de calitate, aliate şi slab aliate.

● rotunde cu diametrul de 10–180 mm ● cornier 20×20–150×150 mm ● I 18–I 24 ● U 6,5 – U 24 ● late de 20×5–150×20 mm ● benzi laminate la cald de 200×2 – 370×5,5 mm ● ţagle, blumuri pentru forjă, de 70×70 – 400×400 mm ● oţel beton cu profil periodic laminat la cald, oţel beton neted laminat la cald, sîrmă laminată la cald, profile speciale pentru armături de mină, pentru talpa şenilei de tractor etc.

1884 · 1974 CSH 90 ANI

COMBINATUL SIDERURGIC HUNEDOARA

r. Dr. P. Groza nr. 8 Hunedoara ● Telex: 032411 ● Tel. 12533 – 11075 – 12767 – 11462 – 12747

E 3280

[R]

REFERÁLVA

METALURGIA

6

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXXI • NR. 6 • IUNIE 1979

C P C D M

Centrala de prelucrarea şi colectarea deşeurilor metalice Bucureşti

Str. Theodor Aman nr. 4
telefon 13.88.29

colectează şi prelucrează deşeurile metalice feroase şi neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50 % din materia primă.

● Prin mărunţirea, brichetarea şi presarea strunjiturilor, deşeurilor de sîrmă şi de tablă, de către organizaţiile socialiste care predau curent cantităţi de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile şi se reduce preţul de cost pe tona de metal

● Sortînd şi predînd separat unităţilor C.P.C.D.M.—Bucureşti sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oţel rapid şi aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oţelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

● Pentru deşeurile de oţel vechi aliat şi fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unităţile C.P.C.D.M.—Bucureşti achită pentru fiecare procent de element de aliere conţinut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 ,,
1% molibden	=	750 ,,
1% cobalt	=	1 120 ,
1% wolfram	=	1 200 ,,

● Prin strîngerea, sortarea, depozitarea şi predarea deşeurilor metalice pe sortimente după compoziţia chimică şi forma fizică, conform STAS 6058/66 şi 3017/68, încă de la locul de apariţie, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — Bucureşti, prelucrînd deşeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice şi pirotehnice, dublează greutatea volumetrică şi reduce timpul de încărcare în cuptoare.

METALURGIA

Anul 31 Nr. 6 iunie 1979

CUPRINS

Adrian, M. și *Nedelcu, I.*: **Cercetări privind influența ecruisării asupra proprietăților fizice și mecanice ale oțelurilor pentru osii de locomotivă** 273

Teodorescu, M.: **Cercetări privind capacitatea de ambutisare a tablelor subțiri** 276

Negulici, M.: **Încălzirea prin boltă, element modern în construcția cuptoarelor de încălzire** 280

Atanasiu, N.: **Cercetări privind tragerea țevilor la rece pe dorn oscilat cu ajutorul ultrasunetelor** . . . 283

Ștefănescu, D. M., Dinescu, L. și *Popescu, Mihaela*: **Cercetări privind fabricarea fontelor cu grafit vermicular** 290

Nicolae, A.: **Modificarea proprietăților fontelor albe prin aliere cu sulf, plumb și seleniu** 296

Oprea, Fl. și *Țibea, V.*: **Limitele coalescenței particulelor de mată dispersate în volumul zgurei lichide** 299

Constantinescu, Maria și *Iulian, Olga*: **Aliaje ternare fier-crom-nichel depuse galvanic din electroliți de cloruri și sulfați** 303

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Marghescu, M.: **Bare din fontă turnate continuu — semifabricate cu multiple aplicații în construcția de mașini-unelte** 306

Tocaci, Lucia și *Moldovan, P.*: **Considerații privind prelucrarea minereurilor sulfuroase de cupru prin procedee pirometalurgice continue** 310

DOCUMENTARE

COLEGIUL DE REDACȚIE

LAURENȚIE SOFRONI-*președinte*, CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, ALEXANDRU CIOROGAR, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, SUZANA GĂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, ȘTEFAN RĂDVAN, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export—Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 13.09.25. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01.B.N. — R.S.R. — filiala sector 7 — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi : lei 150 anual ; tarif pentru abonamente individuale : 48 lei anual. Costul unui exemplar : lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.Te. nr. 137/8459/1978"

I.P.I. c. 1229

42 406

CONTENTS

1979 JUL 26

DC : 621.787 : 669—15

Adrian, M. and *Nedelcu, I.*: **Researches on the influence of hardening on the mechanical and physical properties of engine axle steels**

The authors deal with the influence of hardening on the mechanical and physical properties of engine axles.

The hardening results in improving fracture and fatigue strength.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 273—275

DC : 621.983.3 : 669—415

Teodorescu, M. : **Researches on sheet deep-drawing properties**

The paper presents the results of the researches carried out with a view to estimating the deep-drawing properties of rolled sheets. The author uses a method which ensures high deformation rates, under difficult deep-drawing conditions.

The conclusion is the following : the materials submitted to the conditions mentioned above have a high deep-drawing property.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 276—279

DC : 621.783.2 : 662.944.2

Negulici, M. : **Roof heating, a modern design of reheating furnaces**

The author presents the achievements in the field of the operation of continuous reheating furnaces with roof heating. The theoretical bases of radiant roof utilization are developed and the main elements required for designing such furnaces pointed out. Some technical and economic considerations on the advantages of using radiant roof heating furnaces are presented.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 280—282

DC : 621.774.3 : 66.084

Atanasiu, N. : **Researches on cold pipe drawing on swingable mandrel based on ultrasonics**

Pipe drawing on a swingable mandrel based on ultrasonics leads to an intensive drawing process because of a considerable reduction of the drawing strength.

Likewise, the reduction of plasticity limit of the tensions of second order and of microhardness, parallel to the improvement of drawn pipe surface quality were obtained.

The modifications of technological parameters and of material characteristics are dependent on the oscillation amplitude of the mandrel.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 283—289

DC : 669.16

Ştefănescu, D. M., Dinescu, L. and *Popescu, Mihaela* : **Researches on the manufacturing of vermicular graphite cast irons**

The paper presents the trials undertaken with a view to obtaining vermicular graphite cast iron by means of one-step treatment in liquid state with complex modifying alloys. These alloys include compaction and anti-compaction elements.

The trials aimed at studying the following problems :

— the influence of the type and quality of compaction modifying alloy ;

— the influence of Fe Si 75 post-modification ;

— the influence of the original sulphur included in cast iron.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 290—295

DC : 669.131.2 : 539.4/5

Nicolae, A. : **The modifications of white cast iron by alloying with sulphur, lead and selenium**

The paper presents the results of the researches concerning the influence of sulphur. lead and selenium alloying on the structure and characteristics of highly hypoeutectic white cast irons. By comparing these results to the values of the chipping property ratio, the author found that lead alloying worked upon the chipping property by outside stress state (friction ratio), whereas during the sulphur and selenium alloying process there were trends of influencing the chipping property, by means of the second technological factor (material structure and characteristic).

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 296—298

DC : 669.33

Oprea, Fl. and *Ţibea, V.* : **The coalescence limits of matte particles scattered in the liquid slag volume**

The authors deal with the coalescence limit of matte particles during copper concentrate melting process.

Starting from certain simplifying hypothesis. the authors obtain a relation used in order to calculate the distance between the matte particles scattered in the slag volume.

$$\lambda = 1{,}612\, r \sqrt[3]{\frac{\rho_m \cdot X_m}{\rho z (X_t - X_0)}}$$

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 299—302

DC : 669.017.13 : 541.135

Constantinescu, Maria and *Iulian, Olga* : **Fe-Cr-Ni ternary alloys resulting from chloride and sulphide electrolytes**

The authors studied the way of obtained Fe-Cr-Ni ternary alloys out of chloride and sulphide electrolytes.

The working conditions result in alloys with compositions ranging within the following limits : 12—73 % Fe, 2—54 % Cr and 13—80 Ni.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 303—305

DC : 669—423 : 669.13

Marghescu, M. : **Continuous cast iron bars with a large use in machine-tool industry**

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 306—309

DC : 669.3 : 669.053.2

Tocaci, Lucia and *Moldovan, P.* : **Considerations on copper sulphurous ore processing by means of continuous pyrometallurgical processes**

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 310—313

INHALT

DK: 621.787 : 669.15

Adrian, M. und *Nedelcu, I.*: **Untersuchungen über den Einfluss der Kalthärtung auf die physisch-mechanischen Eigenschaften der Lokomotivachsen**

In der Arbeit wird der Einsfluss der Kalthärtung auf die physisch-mechanischen Eigenschaften der Lokomotivachsen während der mechanischen Behandlung studiert.

Infolge der Kalthärtung verbessern sich der Risswiderstand und der Ermüdungswiderstand.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 273–275

DK: 621.983.3 : 669–415

Teodorescu, M.: **Untersuchungen über das Dünnblechziehen**

Es werden die Resultate der durchgeführten Untersuchungen angegeben über die Tiefung der Dünnbleche. Für die Beurteilung wird eine Methode angewendet die grosse Verformungsgrade ermöglicht. Die untersuchten Werkstoffe haben einen grossen Tiefungsbereich.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 276–279

DK: 621.783.2 : 662.944.2

Negulici, M.: **Deckenbeheizung für Erwärmungsöfen**

Man zeigt die Verwirklichungen im Zusammenhang mit dem Aufbau und Betrieb der Öfen mit Durchlauferhitzung mit Gewölbeerwärmung. Man entwickelt die theoretische Anwendungsbasis der Strahlgewölbe und man bezeichnet die grundsätzlichen Elemente die für die Planung solcher Öfen notwendig sind. Man zeigt einige technisch-wirtschaftliche Betrachtungen über die Vorteile der Öfen mit Strahlgewölbe.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 280–282

DK: 621.774.3 : 66.084

Atanasiu, N.: **Untersuchungen über das Rohrkaltziehen au Pendelhorn mit Ultraschall**

Das Rohrkaltziehen mit Pendelhorn und Ultraschall ermöglicht eine Intensivierung des Ziehverfahrens und eine Herabsetzung der Ziehkraft.

Zugleich erhält man eine Herabsetzung der Plastizitätsgrenze der Nachspannung und der Mikrohärte mit der Verbesserung der Rohr-Oberflächenqualität.

Diese Veränderung der technologischen Parameter und der Materialeigenschaften wachsen mit dem Ausschlag des Pendelhorns.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 283–289

DK. 669./6

Ştefănescu, D. M., Dinescu, L. und *Popescu, Mihaela*: **Untersuchungen über die Herstellung von Gusseisen mit Vermikulargraphit**

In der Arbeit werden die Versuche vorgeführt für die Herstellung von Gusseisen mit Vermikulargraphit durch Behandlung in flüssigem Zustand mit Umwandlungslegierungen welche Verdichtungs- und Nichtverdichtungselemente enthalten.

In Rahmen der Versuche wurden studiert:

– Einfluss der Type und Menge der Umwandlungs-Verdichtungslegierung
– Einfluss der Nachumwandlung mit Fe Si 75
– Einfluss der Anfangsschwefelmenge aus dem Gusseisen.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 290–295

DK: 669.131.2 : 539.4/.5

Nicolae, A.: **Umänderung der Eigenschaften von Weisseisen durch Legieren mit Schwefel, Blei und Selen**

In der Arbeit werden die Untersuchungsergebnisse angegeben im Zusammenhang mit dem Einfluss der Legierungselemente wie Schwefel. Blei und Selen auf das Gefüge und die Eigenschaften der untereutektischen Weisseisen.

Ein Vergleich der erhaltenen Ergebnisse führt zur Schlussfolgerung dass die Legierung mit Blei den Reibungskoeffizient und die Legierung mit Schwefel bzw. mit Selen das Gefüge und die Materialeigenschaften beeinflusst.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 296–298

DK: 669.33

Oprea, Fl. und *Ţibea, V.*: **Die Koaleszenzgrenze der in der flüssigen Schlacke verteilten Rohsteinteilchen**

In der Arbeit wird die Koaleszenzgrenze der Rohsteinteilchen im Schmelzprozess der Kupferkonzentrate behandelt.

Es wird eine Gleichung abgeleitet für die Berechnung der Entfernung zwischen die in der Schlacke verteilten Rohsteinteilchen.

$$\lambda = 1{,}612\, r \sqrt[3]{\frac{\rho_m \cdot X_m}{\rho z\,(X_t - X_0)}}$$

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 299–302

DK: 669.017.13 : 541.135

Constantinescu, Maria und *Iulian, Olga*: **Elektrolytisch abgeschiedene Dreistofflegierungen auf Fe-Cr-Ni Basis aus Cl und S Elektrolyte**

Es wurde die Herstellung der Dreistofflegierungen Fe-Cr-Ni studiert aus Cl und S Elektrolyte.

In Abhängigkeit von den Arbeitsbedingungen sind Legierungen erhalten worden deren Zusammensetzungen zwischen 12–73 % Fe, 2–54 % Cr und 13–80 % Ni schwanken.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 303–305

DK: 669–423 : 669–13

Marghescu, M.: **Kontinuierlich gegossene Graugussstangen Halbzeuge mit weiten Anwendungen im Werkzeugmaschinenbau.**

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 306–309

DK: 669.3 : 669.053.2

Tocaci, Lucia und *Moldovan, P.*: **Betrachtungen über die Verarbeitung der schwefelhaltigen Kupfererze durch kontinuierliche trockenmetallurgische Verfahren.**

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 310–313

SOMMAIRE

CD : 621.787 : 669.15

Adrian, M. et *Nedelcu, I.* : **Recherches concernant l'influence de l'écrouissage sur les propriétés physiques et mécaniques des aciers pour essieux de locomotive**

Étude de l'influence de l'écrouissage sur les propriétés physiques et mécaniques des essieux de locomotive.
Suite à l'écrouissage on obtient une résistance à la rupture et à la fatigue ameliorée.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 273–275

CD : 621.983.3 : 669–415

Teodorescu, M. : **Recherches sur la capacité d'emboutissage des tôles minces**

L'oeuvre présente les résultats des recherches effectuées pour estimer la capacité d'emboutissage des tôles minces laminées, Pour cette estimation on utilise une méthodologie qui assure l'obtention des grands degrés de déformation, dans des conditions difficiles d'emboutissage. Il en résulte que, les matériaux soumis aux conditions spécifiques de ces essais ont une grande capacité d'emboutissage.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 276–279

CD : 621.783.2 : 662.944.2

Negulici, M. : **Chauffage par la voûte, solution moderne pour la construction des fours à réchauffage**

L'ouvrage présente les réalisations en ce qui concerne la construction et l'exploitation des fours de réchauffage continuu avec chauffage par la voûte, On developpe les bases théoriques de l'utilisation des voûtes radiantes et on indique les principaux éléments nécessaires à l'éxecution des projets pour ces fours, On presente certaines considérations techniques et économiques sur les avantages d'utiliser ces fours de réchauffage avec voûte radiante.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 280–282

CD : 621.774.3 : 66.084

Atanasiu, N. : **Recherches concernant l'étirage à froid des tubes sur mandrin oscillant avec ultra-sons**

L'étirage des tubes sur mandrin oscillant avec ultra-sons permet d'intensifier le processus d'étirage, en réalisant une réduction substantielle de la force d'étirage, De même, on obtient une réduction de la limite de plasticité, des tensions residuelles de deuxième ordre et de la microdureté, en même temps améliorant la qualité de surface des tubes étirés,
Les modifications des paramètres technologiques et des caractéristiques des matériaux, comme importance, sont fonction de l'amplitude d'oscillation du mandrin.

Metalurgia 31, (1979), nr. 6, p. 283–289

CD : 669.16

Ştefănescu, D. M., Dinescu, L. et *Popescu, Mihaela* : **Recherches concernant la fabrication des fontes à graphite vermiculaire**

On présente les essais effectués dans le but d'obtenir une fonte à graphite vermiculaire, à l'aide d'un procédé de traitement en état liquide, dans une seule étape, avec des modificateurs complexes, contenant des éléments de compactage ainsi que d'anticompactage.

Pendant les essais on a étudié : l'influence du type et de la quantité d'alliage modificateur de compactage ; l'influence après la modification avec du Fe Si 75 ; l'influence de la quantité du soufre initial dans la fonte.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 290–295

CD : 669.131.2 : 539.4/.5

Nicolae, A. : **Modifications des propriétés de la fonte blanche par l'alliage avec du soufre, plomb et sélénium**

L'oeuvre présente les résultats des recherches concernant l'influence de l'alliage avec du soufre, plomb et sélénium sur la structure et les caractéristiques des fontes blanches fortement hypoeutectique, Par la comparaison de ces résultats avec les valeurs du taux de coupe, on constate que par l'alliage avec du plomb on influence sur l'usinabilité, surtout par l'état de sollicitation extérieure (coefficient de friction), pendant que par l'alliage avec du soufre et particulièrement avec du sélénium apparaissent les tendances d'influence sur l'usinabilité aussi par l'intermédiaire du second facteur technologique (structure et caractéristique du matériel).

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 296–298

CD : 669.33

Oprea, Fl. et *Ţibea, V.* : **Les limites de la coalescence des particules de matte dispersées dans le laitier liquide**

L'oeuvre traite sur la limite de coalescence des particules de matte dans le processus de fusion des concentrés cuivreux.
Conformément aux hypothèses de simplification, on déduit une rélation de calcul pour la distance entre les particules de matte dispersées dans le volume du laitier.

$$\lambda = 1{,}612\, r \sqrt[3]{\frac{\rho_m \cdot X_m}{\rho z (X_t - X_0)}}$$

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 299–302

CD : 669.017.13 : 541.135

Constantinescu, Maria et *Iulian, Olga* : **Alliages ternaires Fe-Cr-Ni par déposition galvanique des électrolytes de chlorures et sulfates**

On traite sur l'obtention des alliages ternaires Fe-Cr-Ni des électrolytes à base de chlorures et de sulfates. Fonction de conditions de travail, on obtient des alliages avec une composition variable entre les limites suivantes : 12–73 % Fe, 2–54 % Cr et 13–80 % Ni.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 303–305

CD : 669–423 : 669.13

Marghescu, M. : **Les barres en fonte de coulée continue-demi-produits à nombreuses applications dans la construction des machines-outils**

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 306–309

CD : 669.3 : 669.053.2

Tocaci, Lucia et *Moldovan, P.* : **Considérations sur le traitement des minerais sulfureux de cuivre par procédés pyrométallurgiques continus**

Metalurgia 31 (1979), nr. 6. p. 310–313

СОДЕРЖАНИЕ

ДК 621.787 : 669.15

Адриян, М. и *Неделку, И.:* **Исследования, касающиеся влияния наклёпа на физические и механические свойства сталей для паровозных осей**

В работе изучается влияние наклёпа на физические и механические свойства в процессе обкатки паровозных осей.

Благодаря наклёпки улучшается предел прочности при растяжении и выносливость.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 273–275

ДК 621.983.3 : 669–415

Теодореску, М.: **Исследования, касающиеся способности к вытяжке тонких листов**

В работе представлены результаты некоторых исследований проведенных для оценки способности к вытяжке катаных тонких листов. Для оценки используется методология обеспечивающая высокую степень деформации, в тяжелых условиях вытяжки. Опробованные материалы при специфических условиях работы имеют повышенную способность к вытяжке.

Metalurg'a 31 (1979), nr. 6, p. 276–279

ДК 621.783.2 : 662.944.2

Негуличь, М.: **Нагрев через свод — современное решение в строительстве нагревательных печей**

Представлены достижения в области строительства и эксплуатации непрерывных нагревательных печей с нагревом через свод.

Развиваются теоретические основы применения излучающих сводов и указываются основные необходимые элементы для проектирования таких печей.

Представлены некоторые технико-экономические соображения относительно преимущества применения нагревательных печей с излучающим сводом.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 280–282

ДК 621.774.3 : 66.084

Атанасиу, Н.: **Исследования, касающиеся холодного волочения труб на качающейся оправке с ультразвуками**

Волочение труб качающейся оправке с ультразвуками позволяет усиление процесса волочения, так как получается существенное снижение волочильной силы.

Также, получается восстановление предела пластичности, остаточных напряжений второго порядка и микротвердости, паралельно с улучшением качества поверхности труб.

Эти изменения технологических параметров и характеристик материалов тем значительнее, чем больше качающаяся амплитуда оправки.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 283–289

ДК 669.16

Штефэнэску, Д. М., Динеску, Л. и Попеску, Михаела: **Исследования, касающиеся производства чугуна с вермикулитным графитом**

В работе представлены проведенные испытания с целью получения графита с вермикулитным графитом методом обработки в жидком состоянии, в одном этапе, с модифицированными комплексными сплавами ,содержащие как уплотняющие так, и антиуплотняющие элементы.

При испытаниях были изучены:

— влияние времени и количества модифицированного сплава уплотнения;

— влияние постизменения с FeSi 75;

— влияние количества начальной серы из чугуна.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 290–295

ДК 669.131.2 : 539.4/.5

Николае, А.: **Изменение свойств отбеленного чугуна легированием с серой, свинцом и селеном**

В работе представлены результаты исследований, касающиеся влияния легирования с серой, свинцом и селеном на структуру и характеристики белых чугунов сильно доэвтетические. Сравнивая эти результаты с величинами показателя резания отмечается, что легированием со свинцом действуется на резание главным образом благодаря состоянию внешней нагрузки (коэффициент трения), тогда как легирование с серой и в особенности со селеном, появляются склонности к влиянию .на резание и посредством второго технологического фактора (структура и характеристика материала).

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 296–298

ДК 669.33

Опря, Фл. и *Цибя, В.:* **Пределы коалесценции штейновых частиц диспергированных в объеме жидкого шлака**

В работе трактуется предел коалесценции штейновых частиц в процессе плавки медных концентратов.

На основе некоторых упрощающих гипотез выводится отношение для расчёта растояния между штейновыми частицами в объёме шлака.

$$\lambda = 1{,}612\, r \sqrt[3]{\frac{\rho_m \cdot X_m}{\rho_z (X_t - X_0)}}$$

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 299–302

ДК 669.017.13 : 541.135

Константинеску, Мария и *Юлиян, Ольга:* **Тройные сплавы железо-хром-никель галванически осаждённые из хлористых и сульфатных электролитов**

Было изучено получение тройных сплавов железохром-никель из электролитов на основе хлора и из электролитов на основе сульфатов. В зависимости от условий труда получаются сплавы, состав которых варирует в пределах 12—73% железа, 2—54% хром и 13—80% никель.

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 303–305

ДК 669–423 : 669.13

Маргеску, М.: **Напрерывнолитые чугунные прутки-заготовки с широким применением в станкостроении**

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 306–309

ДК 669.3 : 669.053.2

Токачь, Лучия и *Молдован, П.:* **Соображения, касающиеся обработки серомедных руд непрерывными пирометаллургическими процессами**

Metalurgia 31 (1979), nr. 6, p. 310–313

METALURGIA 6
1979
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR SI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA

Cercetări privind influenţa ecruisării asupra proprietăţilor fizice şi mecanice ale oţelurilor pentru osii de locomotivă

Dr. ing. M. Adrian şi ing. I. Nedelcu
Institutul politehnic—Bucureşti

CZ: 621.787 : 669.15

După cum este cunoscut, în prezent se utilizează pe scară tot mai largă instalaţii pentru roluirea osiilor de locomotivă, care asigură acestora caracteristici superioare, printre care şi o rezistenţă ridicată la oboseală [2], [3].

Tipurile de maşini de roluit construite mai recent prezintă o varietate mărită de posibilităţi pentru alegerea regimului optim de ecruisare.

Deoarece în literatura de specialitate sînt puţine date şi ţinînd seamă de preocupările actuale ale constructorilor de maşini, prezenta lucrare îşi propune să studieze influenţa ecruisării asupra proprietăţilor fizice şi mecanice, în procesul de roluire a osiilor de locomotivă.

Studiul ecruisării, la o instalaţie de laborator construită în acest scop (fig. 1*), a fost [4] efectuat pe probe din oţel de îmbunătăţire, 34MoCN15 (STAS 791—66), utilizat la fabricarea osiilor de locomotivă boghiu L.D.E. pentru diferite valori ale reducerii (ε). Probele au fost prelevate din acelaşi material, fiind supuse aceluiaşi proces tehnologic (fig. 2).

Determinarea rezistenţei la oboseală τ_{-1} s-a făcut prin metoda Locatti [5], bazată pe ipoteza lui Miner, după care :

$$\frac{n_i}{N_i} = 1$$

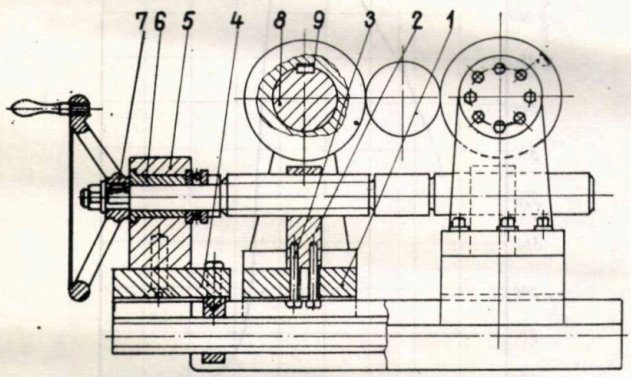


Fig. 1. Schiţa instalaţiei de laborator folosită la roluirea probelor :
1 — suport dispozitiv; *2* — piuliţă şurub conducător; *3* — şurub cap hexagonal M10×35; *4* — suport manivelă; *5* — suport tijă şurub; *6* — bucşă ghidaj; *7* — roată manuală; *8* — ax rolă; *9* — rolă

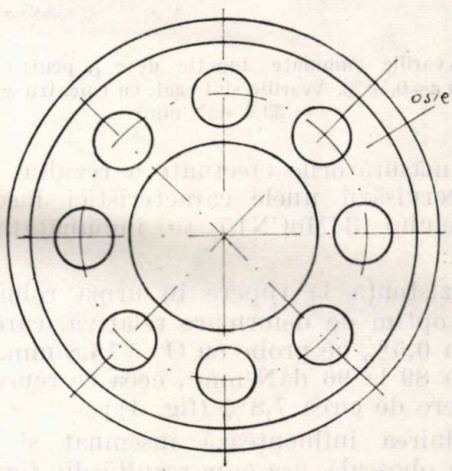


Fig. 2. Prelevarea probelor din butuci de osie

unde : n_i este numărul de cicluri suportate;
N_i — numărul de cicluri care produc ruperea la diferite niveluri de solicitare.

În cazul cercetat, după durificarea superficială s-a urmărit ca rezistenţa la oboseală să

* La construirea instalaţiei de laborator au contribuit : ing. Lie, A.; ing. Achim, P. şi ing. Romanovski, D.M. (I.C.P.T.T.)

crească. Știind că τ_{-1} este 28 daN/mm², pentru probele neroluite, s-au construit trei curbe Wölher în aceste condiții. Treptele teoretice de tensiune au fost alese din două în două unități (daN/mm²) la fiecare $N = 200\,000$ cicluri, tensiunile aplicate variind între 26 și 36 daN/mm². Pentru comparație s-a determinat rezistența la oboseală τ_{-1} prin metoda Locatti și pentru proba neroluită, pentru care s-au efectuat măsurători, prin metoda Wölher. Pe această bază și utilizînd cîte o singură măsurătoare s-au construit curbele de variație a avariilor în funcție de τ_{-1}. Valorile rezistenței la oboseală s-au apreciat pentru avariile cumulate egale cu 1, pentru condițiile de ecruisare date (fig. 3).

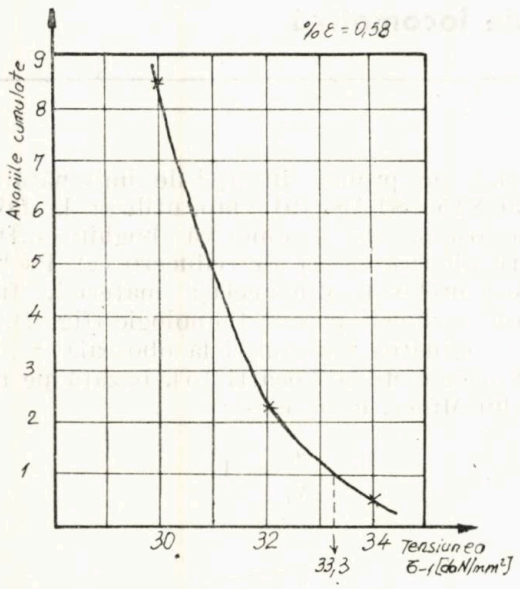


Fig. 3. Avariile cumulate funcție de τ_{-1}, pentru proba roluită cu $\varepsilon = 0{,}58\,\%$. Avariile sînt egale cu 1 pentru $\tau_{-1max} = 33{,}3$ daN/mm²

Din măsurătorile efectuate a rezultat că în urma ecruisării unele caracteristici mecanice ale oțelului 34MoCN15 se îmbunătățesc și anume :

— rezistența la rupere în urma roluirii la gradul optim de deformare relativă, care este de circa 0,5% pe probe cu Ø = 13,8 mm, crește de la 89 la 96 daN/mm², ceea ce reprezintă o creștere de circa 7,8% (fig. 4) ;

— roluirea influențează însemnat și rezistența la oboseală, așa cum rezultă din figura 5.

Se observă că, din punct de vedere al rezistenței la oboseală τ_{-1}, gradul optim de deformare este în jurul valorii de 0,5%.

Din figura 6 rezultă că microduritatea măsurată la suprafața probelor roluite crește pînă la o ecruisare de $\varepsilon = 0{,}507\,\%$ și apoi scade brusc. Aceasta se datorează și faptului că prin roluire se obține o distribuție favorabilă

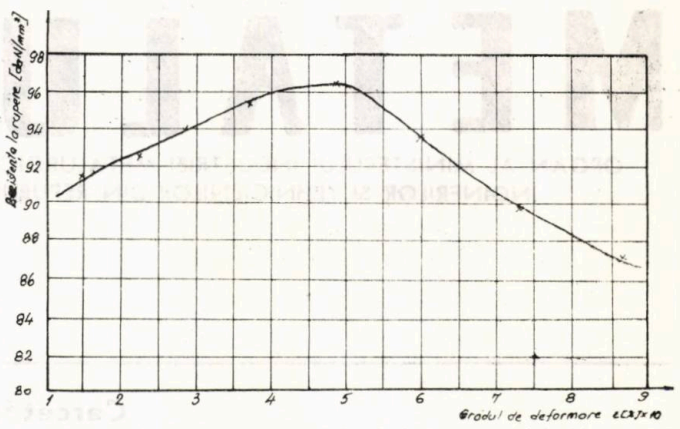


Fig. 4. Variația rezistenței la rupere R, în funcție de gradul de deformare relativă ε

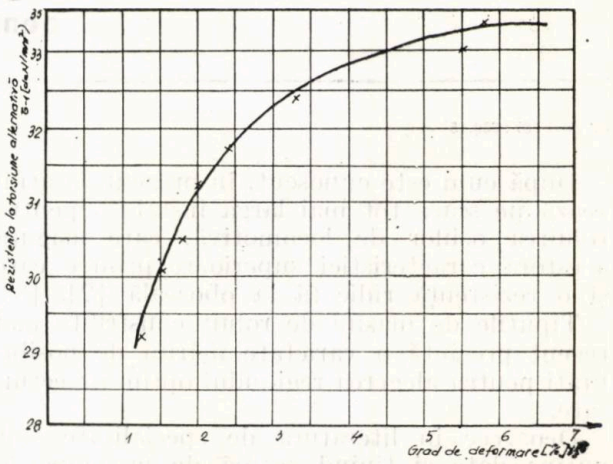


Fig. 5. Variația rezistenței la oboseală τ_{-1}, în funcție de gradul de deformare ε

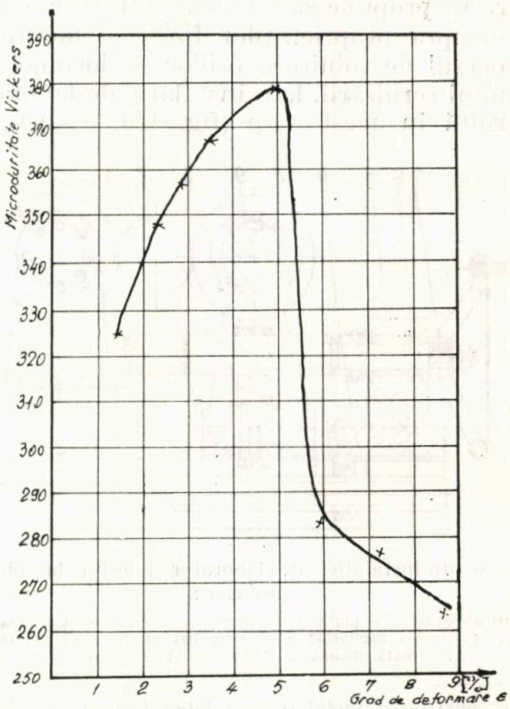


Fig. 6. Variația microdurității grade Vickers la suprafața probelor, în funcție de gradul de deformare

a durității pe secțiunea materialului metalic, suprafața piesei devine netedă, rugozitatea se micșorează pînă la 0,6 μm și se mărește coeficientul de stare a suprafeței γ prin eliminarea concentratorilor de tensiune existenți în urma prelucrărilor mecanice prin așchiere.

a)

b)

Fig. 7. Aspecte ale epruvetei neroluite și roluite:
a — proba neroluită; *b* — proba roluită $\varepsilon = 0{,}5\%$; × 100; atac nital 2%

Din studiul micrografiilor (fig. 7), prelevate transversal, se observă o orientare a structurii în direcția de deformare. Această direcție (aproape transversală) conferă piesei proprietăți ridicate de rezistență.

Creșterea rezistenței la oboseală se poate datora [1] deci:

— măririi durității superficiale;

— orientării grăunților în direcția de deformare;

— preponderenței tensiunilor de comprimare la suprafața piesei (miezul piesei rămîne cu structura inițială, realizîndu-se astfel o tenacitate mai ridicată a materialului metalic).

La durificarea superficială prin roluire, rezistența la torsiune alternativă a crescut de la $\tau_{-1} = 28$ daN/mm² la $\tau_{-1} = 33{,}3$ daN/mm² în cazul gradului optim de deformare $\varepsilon = 0{,}5\%$. S-a realizat astfel o creștere a rezistenței la oboseală de circa 18,6%.

Aceste rezultate preliminare obținute în fază de laborator vor trebui verificate la scară industrială și eventual extinse pentru alte mărci de oțeluri și alte profiluri ale pieselor roluite.

BIBLIOGRAFIE

[1] Geru, N. *Proprietățile metalelor*. București, Editura didactică și pedagogică, 1967.

[2] * * * Instrucțiunea franceză SNCF M.T. 5—4 „*Întreținerea osiilor montate, a materialului remorcat*".

[3] * * * Instrucțiuni tehnice pentru roluirea osiilor montate pentru vagoane conform GOST.

[4] Miclosi, V., Popescu, N. și Stere, N. *Îndrumător pentru alegerea oțelurilor*. București, Editura tehnică, 1966.

[5] Cazaud, R. *La fatigue des métaux*. Paris, Ed. Dunod, 1969.

Cercetări privind capacitatea de ambutisare a tablelor subțiri

Conf. dr. ing. M. Teodorescu
Universitatea din Galați

CZ : 621.983.3 : 669—415

Analizînd schema mecanică a deformațiilor la ambutisarea fără subțiere, cu reținerea materialului prelucrat (fig. 1), rezultă caracterul complex al acestui proces. Materialul prelucrat este solicitat diferit în diferite zone de deformare, chiar și în cazul cel mai simplu prezentat în figura 1, al unei piese cilindrice ambutisate

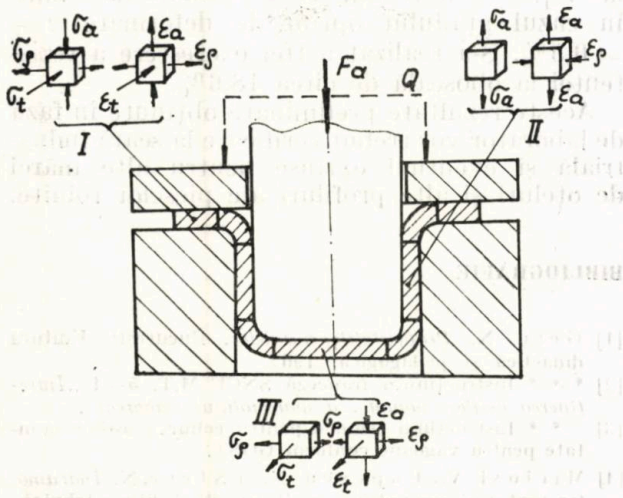


Fig. 1. Schema mecanică a deformațiilor la ambutisarea cu reținere

dintr-un semifabricat circular. Astfel, considerînd doar trei elemente în timpul deformării rezultă următoarele :

— în elementul *I* din porțiunea plană a flanșei apar tensiuni de întindere după rază și de compresiune după tangentă, precum și după axa de ambutisare ; datorită acestora, deformațiile principale vor fi cele negative după tangentă, iar deformațiile radiale și axiale vor fi pozitive ;

— în elementul *II* din porțiunea cilindrică a piesei, tensiunile sînt de întindere axială și vor determina și deformații pozitive după aceleași direcții ; deoarece tensiuni și deformații tangențiale nu există, rezultă că este necesar să apară o deformație radială negativă ;

— în elementul *III*, tensiunile sînt de întinderi plane, cărora le corespund deformații pozitive radiale și tangențiale, rezultînd ca o necesitate deformația negativă după direcția axială.

În felul acesta se remarcă faptul că în toate cazurile este respectată legea constanței volumului. De asemenea, chiar și numai din această analiză simplificată (fără zonele de racordare), se observă că ambutisarea în acest caz se desfășoară cu o modificare a grosimii semifabricatului, conform schemei din figura 2.

Acest mod de solicitare și deformare a materialului în cazul cel mai simplu de ambutisare

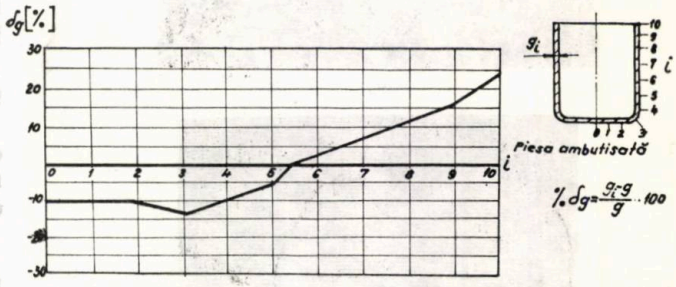


Fig. 2. Variația grosimii materialului prelucrat în diferite zone ale piesei ambutisate

arată că aprecierea capacității de ambutisare este o problemă delicată.

O serie de prime încercări de apreciere a capacității de ambutisare a tablelor subțiri, care vor fi prezentate în această lucrare, vizează solicitarea materialului semifabricatului conform procesului real, prezentat în schema din figura 1. Ele fac parte dintr-un grup de preocupări din domeniul prelucrabilității [4]—[6], de la catedra T.C.M. a Universității din Galați, fiind definite în [7] ca încercări directe.

La stabilirea metodei de lucru s-a urmărit să se aleagă unele dimensiuni ale zonei active, încît acestea să corespundă cu cele ale metodei Swift. De asemenea, s-a ținut seamă de unele rezultate obținute în domeniul ambutisării în R. S. România [8], [9].

Încercările efectuate au constat în :

— ambutisarea unor semifabricate circulare sub formă de probă cilindrică cu diametrul de 50 mm, folosind matriță de ambutisare cu reținere plană a semifabricatului ;

— ambutisarea unor semifabricate circulare sub formă de probă cilindrică cu diametrul de 50 mm, folosind matriță cu reținere combinată a semifabricatului.

Prima încercare a urmărit să stabilească capacitatea de ambutisare a tablei cu ajutorul coeficientului de ambutisare definit ca :

$$m = \frac{d}{D}$$

în care d este diametrul piesei ambutisate; D — diametrul semifabricatului plan.

Cea de-a doua încercare s-a făcut în scopul verificării dacă tabla pentru ambutisare adîncă prezintă sau nu capacitate foarte mare de ambutisare. Metoda a fost astfel stabilită, încît se pot obține grade foarte mari de ambutisare și de asemenea se asigură condițiile unei încercări similare și cu metoda Engelhardt [7].

Pentru aceste două tipuri de încercări au fost proiectate și realizate două matrițe speciale, care permit ambutisarea cu grade mari de deformare a tablelor subțiri cu grosimi între 0,5 și 1,3 mm. Pentru a se putea modifica jocul dintre elementele active, corespunzător diferitelor grosimi ale semifabricatului, matrițele au fost realizate cu placa activă schimbabilă.

Pentru a permite ambutisarea unor semifabricate cu diametre diferite, în vederea obținerii unor grade de deformare variabile, matrițele au fost prevăzute cu sisteme speciale de poziționare și centrare a semifabricatului. Astfel, la matrița de ambutisare cu reținere plană (fig. 3) se pot ambutisa semifabricate cu diametrele: $D = 70$; 80; 90; 96 și 102 mm, iar la matrița cu reținere combinată (fig. 4) se pot ambutisa semifabricate cu diametrele: $D = 106$; 110; 116; 120 și 126 mm, pentru același diametru al piesei ambutisate: $d = 50$ mm. În felul acesta coeficienții de ambutisare care se pot realiza sînt:

— pentru matrița cu reținere plană:

$$m = 0{,}71 \ldots 0{,}49$$

— pentru matrița cu reținere combinată:

$$m = 0{,}47 \ldots 0{,}397$$

Se observă clar că se acoperă un domeniu larg de coeficienți de ambutisare. De asemenea, trebuie remarcat că matrițele concepute permit să se obțină grade de deformare foarte mari, adică coeficienți de ambutisare cu valoare mică, sub valorile recomandate de literatura de specialitate [1]—[3].

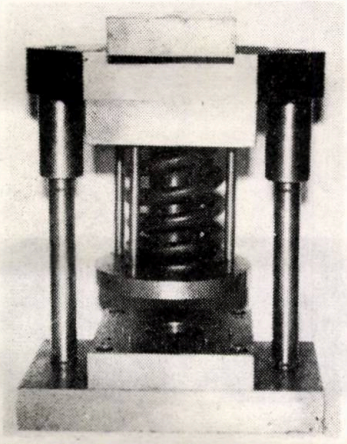


Fig. 3. Matrița de ambutisare cu reținere plană

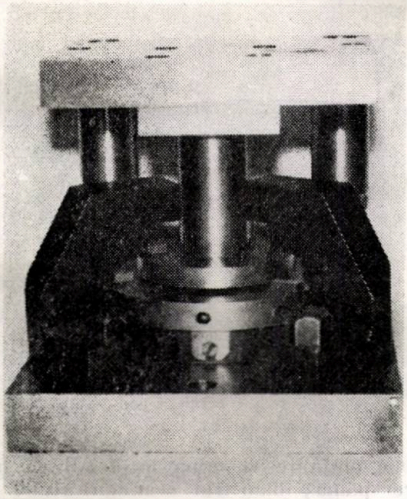


Fig. 4. Matrița de ambutisare cu reținere combinată

Adoptarea unor asemenea grade mari de deformare s-a făcut în scopul încercării tablelor subțiri în condiții cît mai grele de deformare. De asemenea, geometria zonei de lucru a elementelor active a fost astfel stabilită, încît să permită obținerea unor tensiuni mari în material și deci condiții cît mai dificile de deformare. La matrița de ambutisare cu inel plan de reținere, raza de racordare la zona de lucru a plăcii de ambutisare este $\gamma_{p1} = 4$ mm, iar la poanson, $r_p = 3$ mm, valori la limita minimă indicată de literatură. La matrița de ambutisare cu reținere combinată s-a adoptat $r_p = 3$ mm și $\gamma_{p1} = 15\ g$, în care g este grosimea materialului prelucrat.

Pentru determinarea unei rețineri corespunzătoare pe porțiunea plană (fig. 3), forța de reținere Q s-a calculat folosind relațiile [1], [3], [9]:

$$Q = \frac{\pi}{4} [D^2 - (d + 2\gamma_{p1})^2] \cdot p$$

în care D, d și γ_{p1} au semnificația amintită.

p — presiunea necesară la inelul plan de reținere:

$$p = K \left[\left(\frac{1}{m} - 1 \right)^3 + \frac{1}{\sqrt[3]{g}} \right] \cdot \sigma_r$$

în care K este un coeficient avînd valorile:

$K = 0{,}006$, pentru g sub 1 mm și

$K = 0{,}007$, pentru g peste 1 mm;

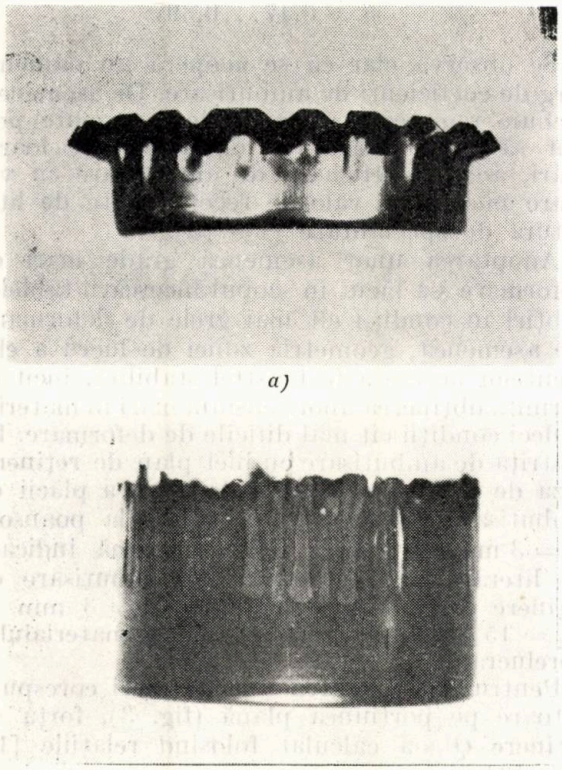
σ_r — rezistența de rupere la tracțiune a materialului prelucrat, daN/cm²;

g — grosimea materialului prelucrat, mm.

Plecînd de la aceste relații și ținînd seamă și de valorile recomandate de literatură [1]—[3], s-a determinat experimental presiunea optimă la matrița cu reținere plană, care în

condițiile lucrării a fost $p = 25$ daN/cm². La presiuni sub această valoare s-a obținut cutarea flanșei semifabricatului sau a zonei superioare a probei (fig. 5), iar la presiuni mai mari decît cea optimă s-a produs ruperea la baza piesei ambutisate (fig. 6).

Cea de a doua matriță (fig. 4) asigură mai întîi reținerea semifabricatului pe porțiunea plană a plăcii active, iar după ce aceasta a



a)

b)

Fig. 5. Cutarea flanșei (*a*) sau a porțiunii superioare a probei ambutisate (*b*)

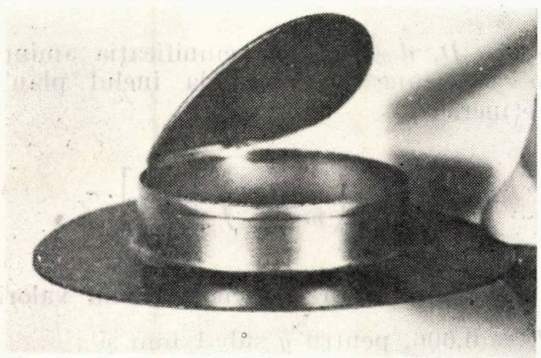
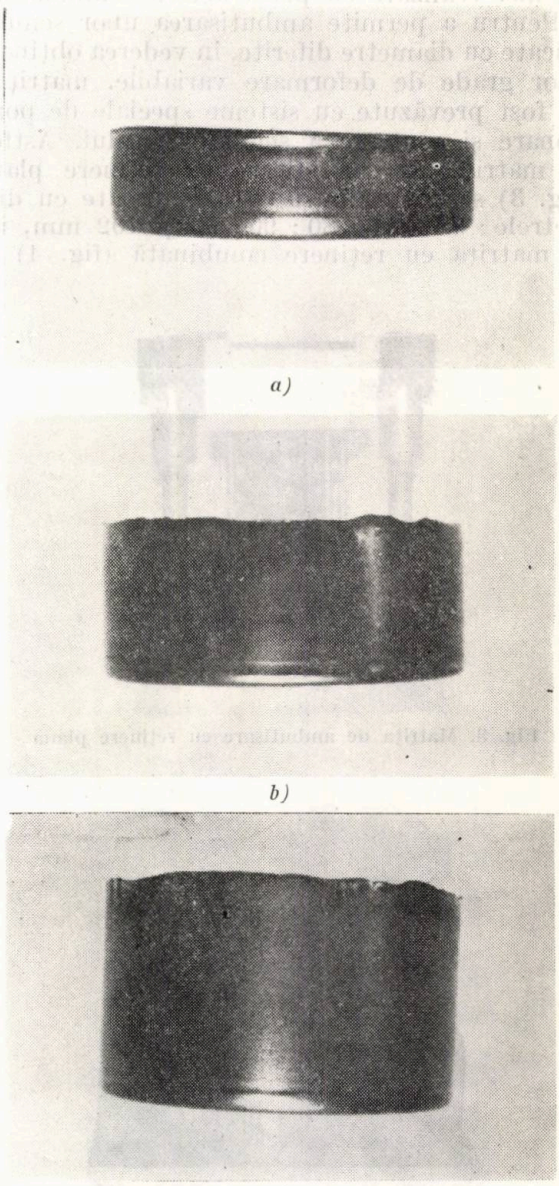


Fig. 6. Ruperea porțiunii de la baza probei ambutisate

ieșit de sub inelul de reținere plană se realizează reținerea pe porțiunea de racordare. La această matriță reținerea s-a realizat rigid, deoarece este foarte dificil de obținut constructiv elemente care să asigure presiuni diferite pentru reținerea plană și pentru cea curbă.

Pentru încercări s-a folosit tabla subțire laminată la Combinatul siderurgic — Galați, din oțel calmat tip ES, cu următoarea compoziție chimică: 0,06 %C; 0,25—0,35 %Mn; 0,01 %Si; 0,01 %P; 0,015 %S; 0,03 — 0,08 %Al. În cazul ambutisării în matriță cu reținere plană, s-au putut încerca toate probele cu diametrele semifabricatului avînd valorile: $D = 70$; 80 și 90 mm (fig. 7). În felul acesta s-a obținut un coeficient minim de ambutisare $m = 0{,}55$, în condiții grele de lucru. Această valoare este comparabilă cu limitele minime indicate de literatură [1], [3] în cazuri asemănătoare, dar pentru condiții optime de lucru. La ambutisarea cu reținere combinată s-a obținut un coeficient minim de ambuti-



a)

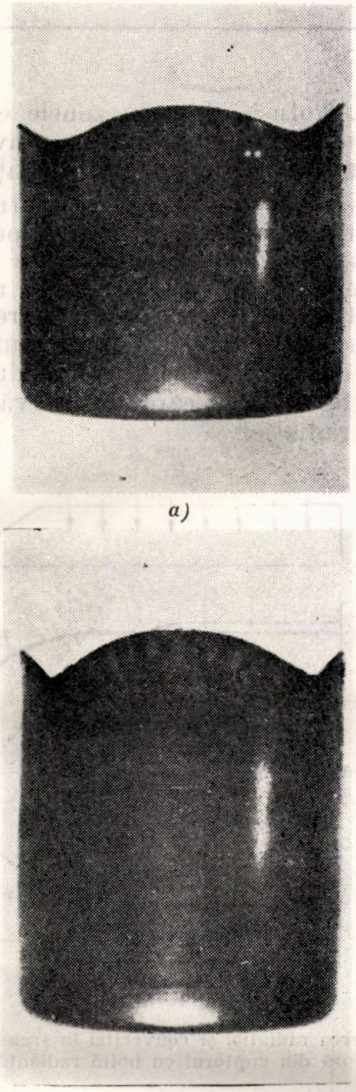
b)

c)

Fig. 7. Probe obținute în urma încercării cu matrița cu reținere plană; diametrul semifabricatului plan:

a) — $D = 70$ mm; *b)* — $D = 80$ mm și *c)* — $D = 90$ mm

sare $m = 0{,}417$ (fig. 8). Această valoare este mult inferioară valorii recomandate [9] ca optimă pentru semifabricate cu grosimi mari ($g/D \cdot 100 = 2 - 1{,}5$), la care $m = 0{,}44$. În con-



a)

b)

Fig. 8. Probe obținute în urma încercării cu matrița cu reținere combinată; diametrul semifabricatului plan:
a) – $D = 116$ mm; *b)* – $D = 120$ mm

dițiile încercărilor prezentate în această lucrare, grosimea relativă maximă a fost: $\frac{g}{D} \cdot 100 = 1{,}08$.

Rezultatele obținute în condițiile lucrării arată că materialele experimentate au capacitate foarte mare de ambutisare.

În cazul gradului cel mai mare de ambutisare obținut, raportul limită de ambutisare este conform indicelui Swift:

$$K = \frac{D}{d} = 2{,}4$$

adică foarte aproape de limita maximă teoretică ($K_{max} = 2{,}5$), ceea ce confirmă încă o dată aprecierea făcută mai sus.

Cu ajutorul matriței cu reținere combinată s-a putut determina și rezerva capacității de ambutisare, conform metodei Engelhardt:

$$\%T = \frac{F_r - F_{max}}{F_r} \cdot 100$$

în care F_r este forța de rupere la ambutisare;
F_{max} – forța maximă de ambutisare.

La metoda Engelhardt, ambutisarea se face cu un grad de deformare mai mic, care corespunde la un coeficient de ambutisare $m = 0{,}57$. În cazul metodei utilizate în lucrare, folosind matrița cu reținere combinată, s-a determinat rezerva capacității de ambutisare la un grad de deformare mult mai mare, corespunzător unui coeficient de ambutisare $m = 0{,}43$, adică în condiții extrem de grele de lucru.

Rezultatele încercărilor efectuate cu matrița combinată, prin blocarea flanșei pe porțiunea de racordare, la un grad foarte mare de deformare $m = 0{,}43$, sînt prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Codul materialului	1	2	3	4	5	6
T, %	8,2	15	7,8	11,8	14,8	11,3

Se remarcă faptul că în acest caz al condițiilor extrem de grele de lucru materialul prelucrat admite o rezervă a capacității de ambutisare peste 7% și chiar peste 10%.

În concluzie se poate aprecia că metodologia prezentată în această lucrare este adecvată tablelor subțiri pentru ambutisare adîncă. În urma încercărilor efectuate asupra tablelor de ambutisare adîncă tip ES, laminate la Combinatul siderurgic – Galați, rezultă că acestea au o capacitate ridicată de ambutisare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Zgură, G. și col. *Prelucrarea metalelor prin deformare la rece.* București, Editura tehnică, 1977.

[2] Zubțov, M. E. *Listovaia štampovka.* Leningrad, Mașinostroenie, 1967.

[3] Romanovshi, V. P. *Ștanțarea și matrițarea la rece* (trad. din l. rusă). București, Editura tehnică, 1970.

[4] Teodorescu, M. *Necesitatea și oportunitatea precizării unor criterii de prelucrabilitate a metalelor în vederea standardizării unor criterii de prelucrabilitate a metalelor în vederea standardizării lor.* În: Standardizarea română, nr. 12, 1971 p. 620–625.

[5] Teodorescu, M. și col. *Cercetări asupra capacității de ambutisare a tablelor subțiri laminate la C. S. Galați.* Lucrările sesiunii științifice „Tehnologii noi de fabricație în construcția de mașini", Universitatea din Galați, 1975, p. 59–62.

[6] Teodorescu, M. și col. *Cercetări privind posibilitatea de mărire a gradului de deformare la ambutisarea tablelor subțiri.* Comunicările sesiunii tehnico-științifice a I.U.G. Progresul – Brăila, 1976, p. 233–236.

[7] Teodorescu, M. și col. *Analiza posibilităților de apreciere a capacității de ambutisare a tablelor subțiri pentru caroserii auto.* În: Metalurgia, nr. 2, 1979, p. 88–91.

[8] Stănescu, I. *Contribuții la determinarea și îmbunătățirea capacității de ambutisare a tablelor subțiri.* Teză de doctorat, Inst. politehnic – București, 1969.

[9] Iliescu, C. *Tehnologia ștanțării și matrițării la rece.* București, Editura didactică și pedagogică, 1977.

Încălzirea prin boltă, element modern în construcţia cuptoarelor de încălzire

Ing. M. Negulici
Ministerul Industriei Metalurgice

CZ: 621.783.2 : 662.944.2

Necesitatea îmbunătăţirii continue a parametrilor funcţionali şi utilajelor s-a manifestat şi în domeniul cuptoarelor de încălzire, în special în direcţia măririi productivităţilor şi a randamentelor termice.

Profilul constructiv al cuptoarelor cu propulsie a evoluat aşa cum se vede în figura 1, în

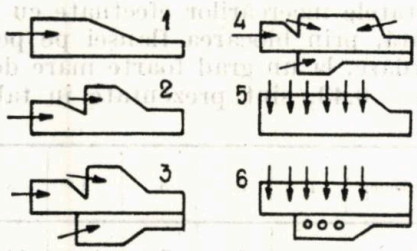


Fig. 1. Evoluţia profilului cuptoarelor cu propulsie

sensul înmulţirii zonelor de încălzire, în general căutîndu-se soluţii pentru intensificarea transferului de căldură de la sistemul cuptor-gaze calde la material.

Aşa cum au determinat cercetătorii francezi [1], transferul de căldură în cuptoarele cu propulsie cu cinci zone se face, după cum se vede şi în figura 2, în proporţie de 94—98% prin

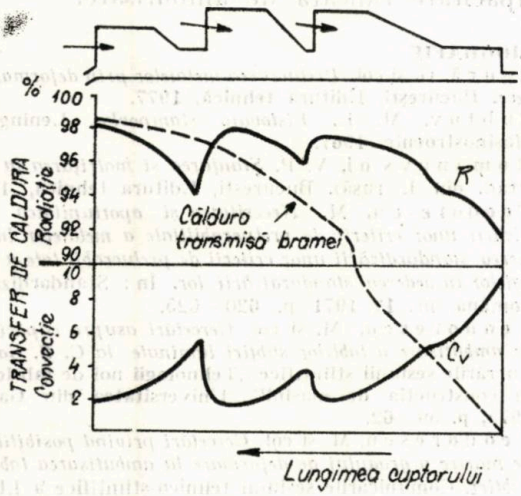


Fig. 2. Ponderea radiaţiei şi convecţiei în transferul de căldură din cuptorul clasic

radiaţie şi numai de 2—6% prin convecţie. În general, se admite că în zonele cu temperatură ridicată (peste 700—800°C) convecţia devine neglijabilă. Totuşi, chiar în zonele cu temperatură ridicată ale cuptoarelor convenţionale există anumite secţiuni unde radiaţia scade.

Din necesitatea de a realiza un transfer de căldură cît mai intens şi mai uniform în tot lungul spaţiului de lucru, s-a ajuns la soluţia boltei plane radiante care permite asigurarea unei radiaţii maxime a căldurii către material pe cea mai mare parte a cuptorului. Într-un asemenea cuptor transferul de căldură se va face ca în figura 3, în care se observă creşterea influenţei radiaţiei.

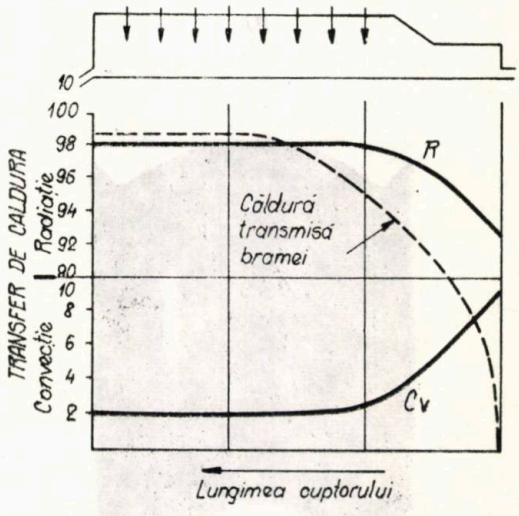


Fig. 3. Ponderea radiaţiei şi convecţiei în transferul de căldură din cuptorul cu boltă radiantă

Desigur că o boltă plană radiantă ideală ar trebui să aibă temperatura maximă şi uniformă pe toată suprafaţa ei. Dar întrucît arzătoarele de tip radiant (fagure) încă nu au ajuns la un stadiu de dezvoltare suficient pentru a se putea construi un astfel de arzător de mărimea întregii bolţi sau în orice caz a unui segment mare de boltă, s-a recurs la soluţia amplasării în boltă a unei reţele de arzătoare care încălzesc puternic zona înconjurătoare. Bolta cuptorului apare astfel ca o suprafaţă plană avînd o serie de puncte cu temperatură mai ridicată. Este posibilă dispunerea acestor puncte calde în aşa fel încît întreaga boltă să aibă o temperatură aproximativ uniformă.

Pornind de la ecuaţia generală a transferului de căldură

$$Q_u = K \cdot S \cdot \Delta T_m$$

mărirea lui Q_u se poate realiza (în mod real și util) prin mărirea lui ΔT_m. În figura 4, curba 0 reprezintă temperatura de încălzire a metalului în lungul cuptorului, prescrisă tehnologic. Curbe-

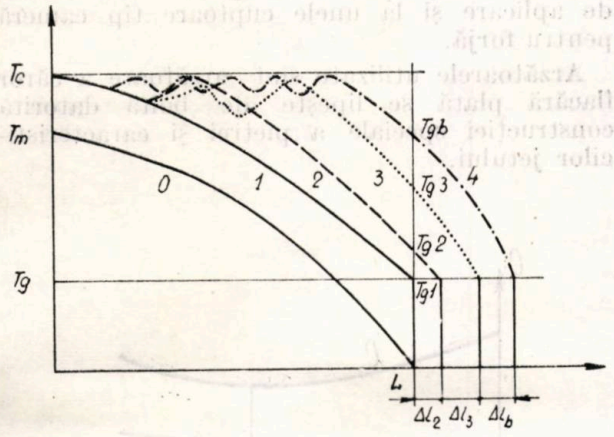


Fig. 4. Variația temperaturilor metalului și gazelor arse în lungul cuptorului

le *1*, *2* și *3* reprezintă variația temperaturii gazelor arse în lungul cuptorului pentru cazul cuptorului mono-, bi- și trizonal. Valorile T_{g1}, T_{g2} și T_{g3} reprezintă temperatura gazelor arse la ieșirea din cuptorul de lungime L la care corespunde productivitatea P. Curba *4* este trasată pentru cuptorul cu boltă radiantă, la care gazele arse au la ieșire temperatura T_{gb}.

Obținerea unui gradient de temperatură $\Delta T_{mb} > \Delta T_{m3} > \Delta T_{m2} > \Delta T_{m1}$ reprezintă o potențială mărire de productivitate la o curbă 0 constantă sau poate fi interpretată ca o posibilitate de a mări lungimea cuptorului cu ΔL_b, ΔL_3, ΔL_2.

Mărirea cantității de căldură transferată util în cazul cuptorului cu boltă radiantă va fi :

$$Q_u^b = Q_u \frac{L + \Delta L_2 + \Delta L_3 + \Delta L_b}{L}$$

Datorită elementelor de reglaj automat pe fiecare zonă a cuptorului cu boltă radiantă, acest tip de cuptor poate prelua în afara unui spor de productivitate și o variație importantă de sarcină termică, în funcție de necesitățile utilajului mecanic conexat.

În ceea ce privește așezarea arzătoarelor de boltă, se poate stabili o relație între pasul longitudinal n și temperatura gazelor arse la ieșirea din cuptor, T_g :

$$T_g = \frac{A}{n} - B \cdot n - C$$

în care, prin valorile A, B și C, se iau în considerare productivitatea, căldura pierdută cu gazele arse și prin pereți și căldura utilă [2].

Stabilind trei valori pentru n, la valori acceptabile ale lui T_g, rezultă ecuații în A, B și C cu care se trasează curbele din figura 5. Se poate trasa o curbă $K_{necesar}$ care crește liniar

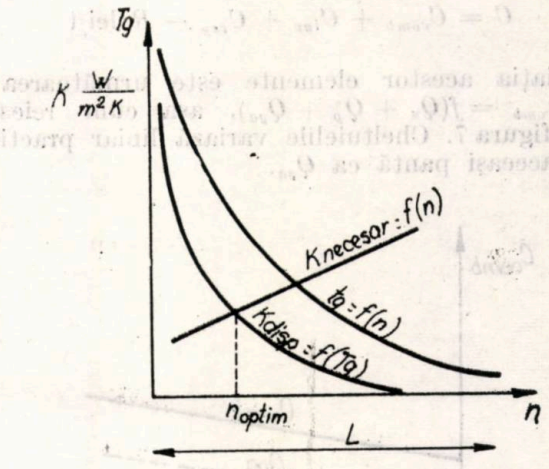


Fig. 5. Stabilirea pasului longitudinal al arzătoarelor

cu n. Se poate calcula $K_{disponibil}$ în funcție de T_g sub forma unei curbe experimentale. La intersecția curbelor $K_{necesar}$ și $K_{disponibil}$ se obține valoarea n_{optim}.

În ceea ce privește pasul transversal al arzătoarelor m, în figura 6 sînt arătate două posi-

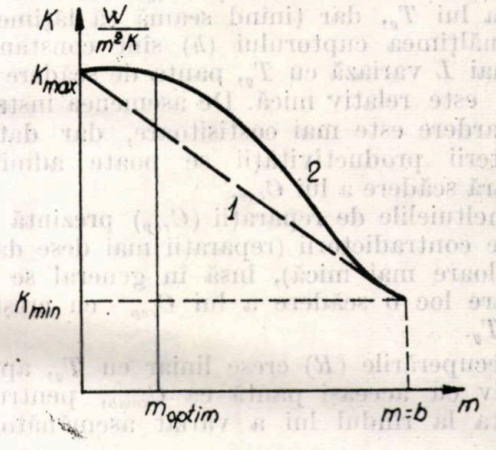


Fig. 6. Stabilirea pasului transversal al arzătoarelor

bilități de variație a lui K în funcție de m. La $m = 0$ se obține K = maxim, iar la $m = b$ se obține K = minim.

Se poate considera că variația după curba *2* este mai logică, ea presupunînd un optim de la care K nu mai crește. Se subînțelege că m_{optim} este mai mare decît lățimea pietrei arzătorului. În practica curentă, pasul longitudinal variază între 1 200 și 1 900 mm, iar pasul transversal nu coboară sub 800 mm.

În lipsa datelor bibliografice sau proprii, se pot stabili și relații, pentru moment calitative, între nivelul cheltuielilor de încălzire, temperatura T_g și implicit a pasului longitudinal n.

$$C = C_{comb} + C_{inv} + C_{rep} - R \text{ lei/t}$$

Variația acestor elemente este următoarea: $C_{comb} = f(Q_u + Q_p + Q_{ga})$, așa cum reiese din figura 7. Cheltuielile variază liniar practic cu aceeași pantă ca Q_{ga}.

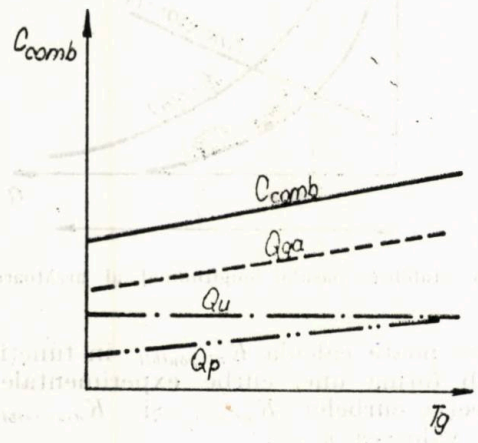


Fig. 7. Variația cheltuielilor cu combustibilul în funcție de temperatura gazelor arse

Cheltuielile de investiții C_{inv} scad cu creșterea lui T_g, dar ținînd seamă că lățimea (b) și înălțimea cuptorului (h) sînt constante și numai L variază cu T_g, panta de scădere a lui C_{inv} este relativ mică. De asemenea instalația de ardere este mai costisitoare, dar datorită creșterii productivității se poate admite o ușoară scădere a lui C_{inv}.

Cheltuielile de reparații (C_{rep}) prezintă tendințe contradictorii (reparații mai dese dar de amploare mai mică), însă în general se pare că are loc o scădere a lui C_{rep} cu creșterea lui T_g.

Recuperările (R) cresc liniar cu T_g, aproximativ cu aceeași pantă ca C_{comb}, pentru că acesta la rîndul lui a variat asemănător cu Q_{ga}.

Toate aceste evoluții sînt prezentate în figura 8.

În R. S. România, bolțile radiante au fost aplicate la cîteva cuptoare cu propulsie și cu vatră pășitoare din secțiile de laminare, precum și la cuptoare cu vatră rotativă și cu propulsie din unele secții de forjă. Ele sînt în curs de aplicare și la unele cuptoare tip cameră pentru forjă.

Arzătoarele utilizate sînt arzătoare a căror flacără plată se lipește de boltă datorită construcției speciale a pietrei și caracteristicilor jetului.

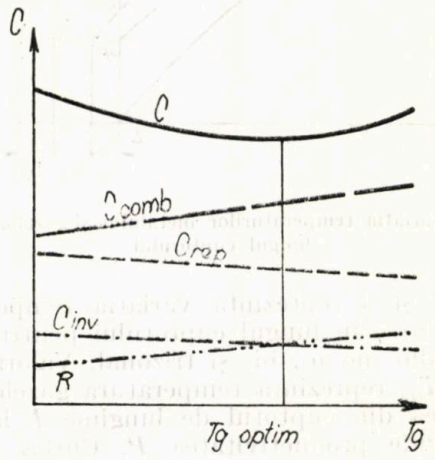


Fig. 8. Variația cheltuielilor generale cu temperatura gazelor arse

Utilizarea bolților radiante la cuptoarele de încălzire va cunoaște fără îndoială o mare extindere pe măsură ce acest sistem constructiv își va demonstra practic avantajele și pe măsura perfecționării metodelor de proiectare atît a cuptorului propriu-zis, cît și a arzătoarelor cu flacără plată.

BIBLIOGRAFIE

[1] Chedaille, J. și Courdille, R. *Les fours continus des laminoirs à chauffage par flamme directe.* În: CIT, 1972, nr. 5, p. 1277—1308.

[2] Negulici, M. *Cuptoare de încălzire cu boltă radiantă.* În: Cercetări metalurgice, vol. 17, 1976, p. 1 25—138.

[3] Hovis, J. E. *Roof Firing and the Reheat Furnace.* În: Iron and Steel Eng., 1969, nr. 6, p. 89—95.

Dr. ing. N. Atanasiu
Institutul politehnic—București

Cercetări privind tragerea țevilor la rece pe dorn oscilat cu ajutorul ultrasunetelor

CZ : 621.774.3 : 66.084

La tragerea țevilor pe dorn introducerea oscilațiilor ultrasonice în focarul deformației se poate face fie prin filieră sau prin dorn, fie concomitent prin filieră și dorn [1], [2].

Rezultatele cercetărilor teoretice și experimentale ilustrează faptul că prin aplicarea ultrasunetelor la scule și/sau materialului metalic în timpul prelucrării prin deformare plastică se poate obține : reducerea forței de deformare, creșterea gradului de deformare, îmbunătățirea calității produselor, toleranțe strînse și durabilitatea sporită a sculelor.

Aceste influențe ale ultrasunetelor s-au atribuit : „efectului de volum" care determină reducerea limitei de curgere, creșterea deformației la rupere și diminuarea procesului de ecruisare și „efectului de suprafață", adică reducerea frecării de contact la interfața sculă-metal.

Posibilitatea aplicării ultrasunetelor, în condiții economice avantajoase, la prelucrarea metalelor și aliajelor prin deformare plastică poate fi soluționată numai după efectuarea unui complex de cercetări teoretice și aplicative.

În lucrarea de față se prezintă rezultatele cercetărilor efectuate la tragerea țevilor din aliaje de aluminiu cu introducerea oscilațiilor ultrasonice în focarul de deformații, prin dorn [3].

Materialul inițial folosit la experimentări a constat din țevi extrudate din următoarele aliaje de aluminiu : AlCu4Mg1 ; AlMg2,5 și AlMg1SiCu, tratate termic după cum urmează : aliajul AlCu1Mg1, punere în soluție prin încălzire la 425°C timp de 15 min, urmată de o recoacere la 440°C cu menținere timp de 1 h ; aliajul AlMg2,5 — recoacere la 150°C cu menținere timp de 10 h și aliajul AlMg1SiCu — recoacere la 210°C cu menținere la această temperatură 8 ½ h.

Tragerea țevilor s-a făcut pe o instalație industrială de 100 MN cu o viteză de tragere de 6 și 16 m/min, la o frecvență de oscilație de 16,2 kHz și la amplitudinea de oscilație a dornului între 0,7 și 1,4 $\cdot 10^{-4}$ mm.

În timpul tragerii, după trei treceri succesive, țevile erau supuse unei recoaceri intermediare pentru înlăturarea ecruisării. Seriile de trei treceri se realizau cu o reducere a secțiunii transversale (r_m %) și cu grad de deformare ($\lambda = S_0/S_f$) după cum se arată în tabelul 1.

Tabelul 1

Gradul de deformare (λ) și reducerea procentuală (r%) realizate la tragerea țevilor fără și cu ultrasunete

Denumirea aliajului	Gradul de deformare		Reducerea procentuală maximă	
	pe trecere	cumulat	procedeul convențional	tragere cu ultrasunete
AlCu4Mg1	1,25	1,25	20,1	22,6
	1,20	1,58	17,8	20,2
	1,16	1,89	15,2	18,4
AlMg2,5	1,21	1,21	16,7	19,0
	1,17	1,42	15,3	17,5
	1,14	1,65	13,8	15,9
AlMg1SiCu	1,58	1,58	31,7	38,6
	1,41	1,83	28,8	35,5
	1,25	2,19	25,5	31,6

Pentru calculul forței de tragere s-a folosit teorema asupra puterii totale consumate, forța de tragere fiind dată de expresia :

$$F = \pi(R_{of}^2 - R_{if}^2)\,\sigma_{xf} \qquad (1)$$

Puterea totală consumată în procesul de deformare a unei porțiuni de material este de forma :

$$\iiint_v \sigma_{ij}\dot{\varepsilon}\,dV + \iint_{\Gamma_1} \bar{\sigma}_i[\bar{V}_i]\,dS + \iint_{\Gamma_2} \bar{\sigma}_i[\bar{V}_i]dS - \iint_S \bar{\sigma}_i\bar{V}_i dS = 0 \qquad (2)$$

în care : $\bar{\sigma}_i$ este vectorul tensiune ; $[V_i]$ — saltul cîmpului de viteze la traversarea suprafețelor Γ_1 și Γ_2.

Efectuînd calculele intermediare și înlocuirile necesare se obține relația pentru σ_{xf} de forma [4], [5]:

$$\frac{\sigma_{xf}}{\frac{2}{3}\sigma_y} = \frac{\sigma_{xb}}{\frac{2}{3}\sigma_y} + \sqrt{\varepsilon_{RR}^2 + \varepsilon_{RR}\varepsilon_{\theta\theta} + \varepsilon_{\theta\theta}^2} + \frac{\operatorname{ctg}\beta_0 - \operatorname{ctg}(\alpha+\beta_0) + \operatorname{ctg}\beta_f - \operatorname{ctg}(\alpha+\beta_f)}{1 + R_i/R_0} +$$

$$+\frac{m}{[1-R_i/R_0]^2\gamma}\left[\frac{L}{R_{of}}+\frac{\sin\beta_f}{\sin\alpha\,\sin(\alpha+\beta_f)}\left(\frac{R_0}{R_{0f}}-1\right)\right]+$$

$$+\frac{2/\sqrt{3}\eta V_f}{\sigma_y\left[1-\left(\frac{R_i}{R_0}\right)^2\right]R_{0f}}+A \qquad (3)$$

În formula (3) A este majorantul soluției adoptate în baza unui model vîscoplastic tip Bingham.

Valoarea A este dată de:

$$A=\left\{(\mathrm{ctg}\alpha+\mathrm{ctg}\beta_f)\left(\frac{R_{0f}}{R_{if}}-1\right)+\right.$$

$$+(\mathrm{ctg}\alpha+\mathrm{ctg}\beta_0)\left(\frac{1}{R_0}-\frac{1}{R_1}\right)R_{0f}+$$

$$+\frac{M}{R_{0f}V_f}[(\mathrm{ctg}\beta_0-\mathrm{ctg}(\alpha+\beta_f)]\left(\ln\frac{R_{0f}}{R_{if}}+\right.$$

$$\left.\left.+\frac{V_0}{V_f^2R_{0f}^2}+M\right)[\mathrm{ctg}\,\beta_0-\mathrm{ctg}(\alpha+\beta_f)]\ln\frac{R_0}{R_i}+\right.$$

$$\left.+\frac{m}{V_fR_0}M\frac{\sin\beta_f}{\sin\alpha\,\sin(\alpha+\beta_f)}\left(\frac{R_0}{R_{0f}}-1\right)\right\} \qquad (4)$$

unde:

$$M=R_{0f}v_f\frac{\sqrt{\mathrm{tg}^2\alpha+\frac{1}{4}}}{\mathrm{tg}\alpha\,\mathrm{ctg}\beta_f+1}$$

Pentru a descrie influența ultrasunetelor asupra limitei de curgere s-a stabilit o relație de forma [5], [6];

$$\sigma_y(I)=\sigma_{y0}\exp a(I_0-I)$$

în care: σ_{y0} este limita de curgere a metalului pentru intensitatea I_0 a ultrasunetelor; a — constanta de material.

Ultrasunetele influențează și coeficientul de viscozitate a metalelor în sensul descreșterii lui. În acest scop s-a determinat o expresie de forma:

$$\eta(I)=\eta_0(1+bI^c)\exp a(I_0-I) \qquad (5)$$

în care: η_0 este coeficientul de viscozitate pentru $I=I_0$; a, b, c — constante de material, care pentru aluminiu și aliajele sale pot avea valori: $a=0{,}033$; $b=0{,}01$ și $c=1{,}4$.

Aplicarea oscilațiilor ultrasonice dornului determină o micșorare a coeficientului de frecare la interfața sculă-metal; ordinul de mărime al factorului m (I) în cîmp ultrasonic este:

$$m=(I)=0{,}1\cdot m_0 \qquad (6)$$

Pentru determinarea forței de tragere și a tensiunii relative σ_{xf}/σ_y fără și cu ultrasunete în funcție de ceilalți parametri tehnologici (semiunghiul conului matriței α, raportul grosimii pereților T_f/T_0, raportul razelor R_i/R_0 etc.) s-a elaborat un program de calculator în limbaj Fortran folosind formula (3) în care s-au introdus expresiile (4), (5) și (6).

Pentru ilustrarea efectului ultrasunetelor s-au trasat o serie de diagrame la două intensități ultrasonice. Astfel, în figura 1 pentru aliajul

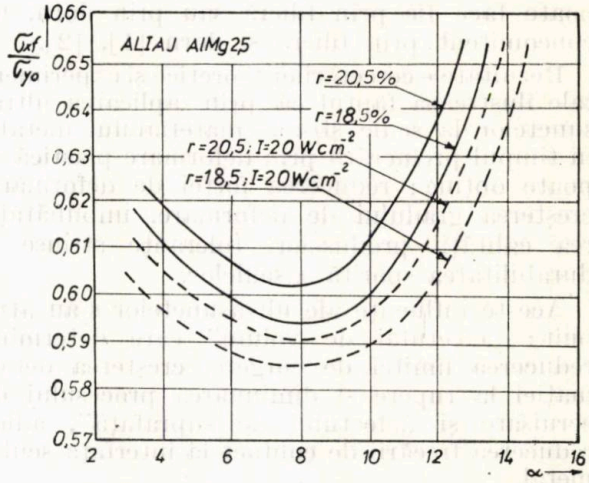


Fig. 1. Variația tensiunii relative de tragere (σ_{xf}/σ_y), funcție de semiunghiul canalului filierei (aliaj AlMg2,5)

AlMg2,5 sînt trecute graficele ($\sigma_{xf}/\sigma_y-\alpha$) folosind următoarele date: $R_{0f}=15$ mm; $T_f=2$ mm; $\sigma_y=27{,}7$ daN/mm²; $a=0{,}033$; $\eta=0{,}239$ MN ms^{-1}; $m=0{,}03$; $L=20$ mm; $r=20{,}50\,\%$ și $18{,}50\,\%$; $v_f=0$, iar intensitatea ultrasonică din focarul de deformație $I=5$ și $I=20$ Wcm^{-2}.

Din diagramă se observă că odată cu creșterea intensității ultrasonice tensiunea de tragere scade într-o măsură însemnată, iar unghiul α_{opt} se deplasează spre valori mai mici.

În figura 2 s-a reprezentat variația forței de tragere funcție de semiunghiul α pentru aliajul

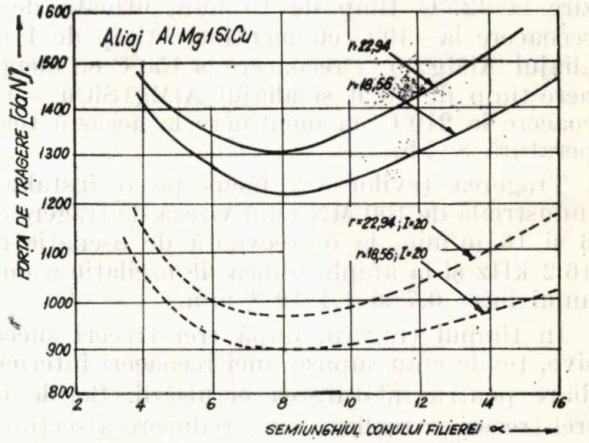


Fig. 2. Variația forței de tragere (F), funcție de semiunghiul conului filierei α (aliaj AlMg1SiCu)

AlMg1SiCu folosind următoarele date: $R_{0f} = 17{,}53$ mm; $T_f = 1{,}40$ mm; $m = 0{,}02$; $\sigma_y = 24{,}5$ daN/mm² și $r = 18{,}56\%$. Ceilalți parametri s-au menținut nemodificați și în cazul aliajului AlMglSiCu se observă reducerea forței de tragere sub efectul ultrasunetelor din focarul de deformație.

Variația tensiunii relative de tragere în funcție de raportul grosimii pereților T_f/T_0 și de factorul de frecare m este reprezentată în figura 3 pentru aliajul AlMg1SiCu. În calcule

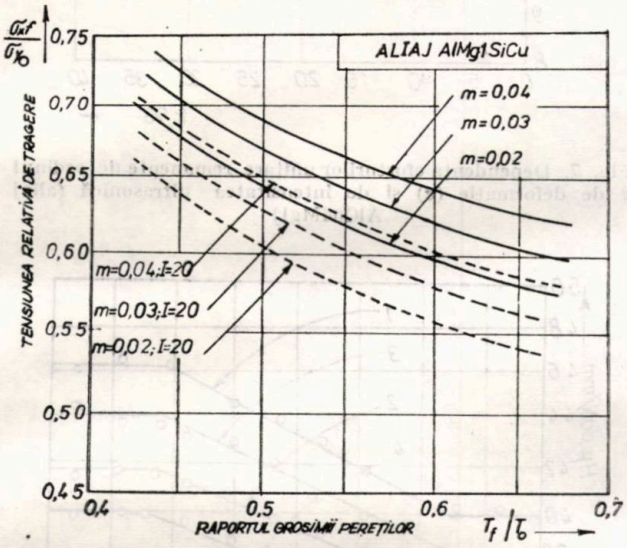


Fig. 3. Variația tensiunii relative de tragere (σ_{xf}/σ_y), funcție de raportul grosimii pereților T_f/T_0

s-au folosit următoarele date: $R_{0f} = 17{,}53$ mm; $T_f = 1{,}40$ mm; $\alpha = 8$; reducerea secțiunii $r = 22{,}94\%$; $19{,}70\%$ și $18{,}56\%$. Se observă că tensiunea relativă de tragere crește odată cu factorul de frecare m, însă această creștere este mai mică prin aplicarea ultrasunetelor în timpul tragerii.

În figura 4 se prezintă variația parametrilor de forță determinați experimental funcție de amplitudinea de oscilație a dornului la o viteză de tragere de 6 m/min și la o reducere procentuală a secțiunii țevii de 22,6% în cazul aliajului AlCu4Mg1. Se observă că scăderea forței medii de tragere și a forței medii care acționează asupra dornului și respectiv asupra filierei este funcție de amplitudinea de oscilație a dornului, deci de nivelul de energie acustică din focarul de deformație.

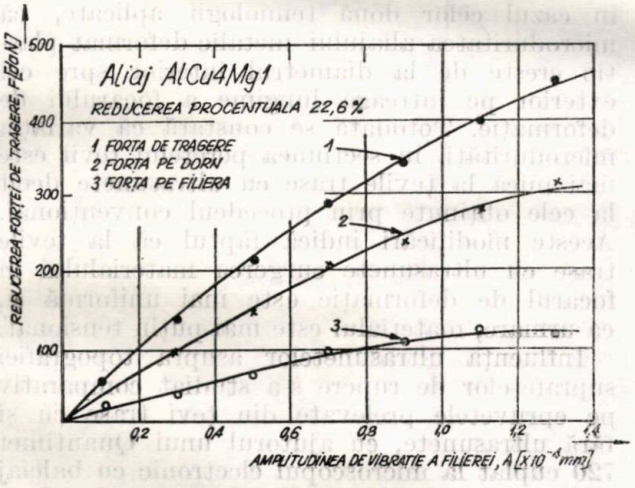


Fig. 4. Variația parametrilor de forță experimentali, funcție de amplitudinea de oscilație a dornului

Pentru determinarea efectului permanent al ultrasunetelor asupra materialelor deformate cu

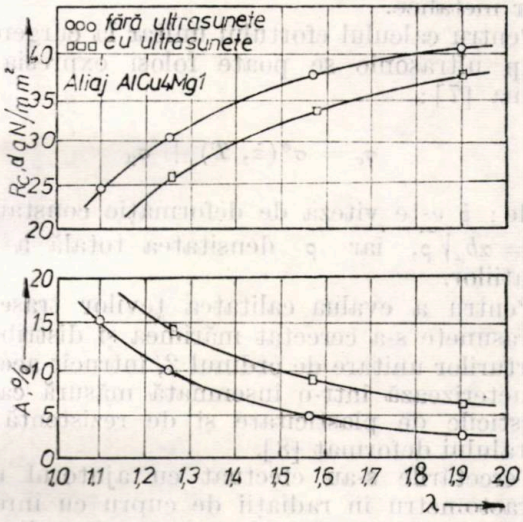


Fig. 5. Dependența limitei de plasticitate (σ_y) și a alungirii (A, %) de gradul de deformare λ și de intensitatea ultrasonică (aliaj AlCu4Mg1)

ultrasunete din lotul de țevi folosit la experimentări, prima jumătate din fiecare țeavă s-a tras prin procedeul convențional, iar cealaltă jumătate, cu ultrasunete, astfel că din fiecare țeavă s-au prelevat cîte două epruvete deformate plastic fără și cu ultrasunete.

Caracteristicile mecanice obținute la încercarea de tracțiune, efectuată pe o mașină universală Zwick 7045, sînt indicate în figura 5 pentru AlCu4Mg1 și în figura 6 pentru AlMg1SiCu.

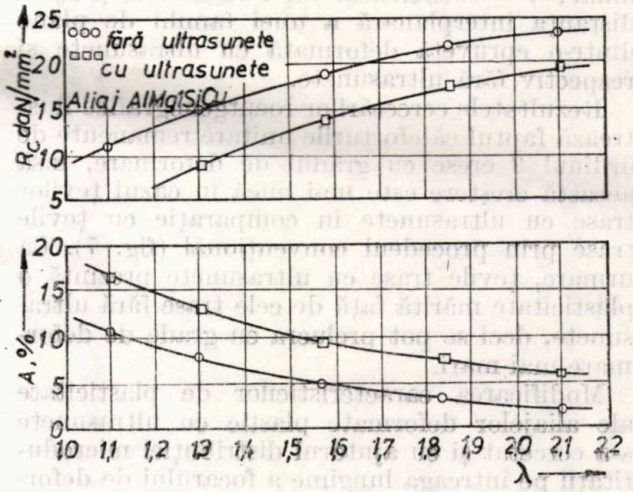


Fig. 6. Dependența limitei de plasticitate (σ_y) și a alungirii (A, %) de gradul de deformare λ și de intensitatea ultrasonică (aliaj AlMg1SiCu)

La cele două aliaje se observă că valorile limitei de plasticitate în cazul epruvetelor prelevate din țevi trase cu ultrasunete se află sub cele obținute pe epruvete din țevile trase prin procedeul convențional. În schimb alungirea prezintă valori mai ridicate.

Scăderea sistematică a limitei de plasticitate și creșterea alungirii confirmă ipoteza micșorării ecruisării prin introducerea oscilației ultrasonice în timpul deformării plastice a materialelor metalice.

Pentru calculul efortului unitar la curgere în cîmp ultrasonic se poate folosi expresia de forma [7]:

$$\sigma_c = \sigma^*(\dot{\varepsilon}, T) + \sigma_\mu \qquad (7)$$

unde: $\dot{\varepsilon}$ este viteza de deformație constantă; $\sigma_\mu = \alpha b_\mu \sqrt{\rho}$, iar ρ densitatea totală a dislocațiilor.

Pentru a evalua calitatea țevilor trase cu ultrasunete s-a cercetat mărimea și distribuția eforturilor unitare de ordinul 2, întrucît acestea caracterizează într-o însemnată măsură caracteristicile de plasticitate și de rezistență ale metalului deformat [8].

Cercetările s-au efectuat cu ajutorul unui difractometru în radiații de cupru cu înregistrarea automată a difractogramelor. Pentru aceasta s-au folosit planurile (111), (222) și (422), iar calculul microdeformărilor medii s-a făcut după lățimea liniilor de difracție obținute pe „reflexul" (422).

Mărimea eforturilor unitare remanente este exprimată cu relația:

$$\sigma_1 + \sigma_2 = -\frac{E}{\nu}\frac{a_t - a_0}{a_0} \qquad (8)$$

unde: E este modulul de elasticitate longitudinal; ν — coeficientul lui Poisson; a_t și a_0 — distanța interplanară a unei familii de plane dintr-o epruvetă deformată cu ultrasunete și respectiv fără ultrasunete.

Rezultatele cercetărilor roentgenografice ilustrează faptul că eforturile unitare remanente de ordinul 2 cresc cu gradul de deformare, însă această creștere este mai mică în cazul țevilor trase cu ultrasunete în comparație cu țevile trase prin procedeul convențional (fig. 7). Ca urmare, țevile trase cu ultrasunete prezintă o plasticitate mărită față de cele trase fără ultrasunete, deci se pot prelucra cu grade de deformare mai mari.

Modificarea caracteristicilor de plasticitate ale aliajelor deformate plastic cu ultrasunete s-a cercetat și cu ajutorul distribuției microdurității pe întreaga lungime a focarului de deformare, măsurătorile efectuîndu-se pe stratul superficial exterior, pe zona centrală și pe stratul superficial interior al țevii (fig. 8). Se observă,

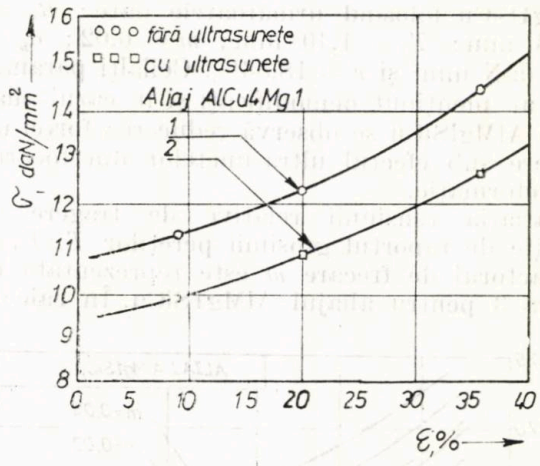


Fig. 7. Dependența eforturilor unitare remanente de ordinul 2 de deformație (ε) și de intensitatea ultrasonică (aliaj AlCu4Mg1)

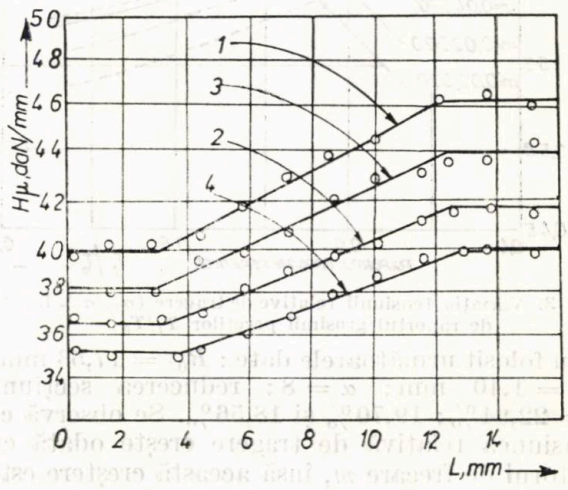


Fig. 8. Influența ultrasunetelor asupra microdurității de pe suprafața interioară a țevii trase în cazul aliajului AlCu4Mg1:

1 — prima trecere fără ultrasunete ($\lambda = 1{,}25$); *2* — cu ultrasunete; *3* — trecerea a doua fără ultrasunete ($\lambda = 1{,}20$); *4* — cu ultrasunete

în cazul celor două tennologii aplicate, că microduritatea aliajului metalic deformat plastic crește de la diametrul interior spre cel exterior pe întreaga lungime a focarului de deformație. Totodată se constată că variația microdurității în secțiunea peretelui țevii este mai mică la țevile trase cu ultrasunete decît la cele obținute prin procedeul convențional. Aceste modificări indică faptul că la țevile trase cu ultrasunete curgerea materialului în focarul de deformație este mai uniformă și, ca urmare, materialul este mai puțin tensionat.

Influența ultrasunetelor asupra topografiei suprafețelor de rupere s-a studiat comparativ pe epruvetele prelevate din țevi trase cu și fără ultrasunete, cu ajutorul unui Quantimet 720 cuplat la microscopul electronic cu baleiaj JSM 50 A, lucrînd cu electroni secundari la o tensiune de accelerare de 25 kV [9].

Suprafețele de rupere s-au analizat așa cum au rezultat din ruperea epruvetelor fără nici un fel de pregătire suplimentară.

În acest scop s-au măsurat diametrele a 1 000 de cratere de pe fiecare probă la măriri $\times 1\,000$. În cazul aliajului AlCu4Mg1, dimensiunile diametrelor craterelor între 1 și 10 μm au fost repartizate pe 12 clase și anume prima clasă sub 1 μm, clasele 2—11 pînă la 10 μm din μm în μm și clasa 12 peste 10 μm.

Pe baza datelor obținute din măsurători s-au construit în figura 9 diagrame care reprezintă

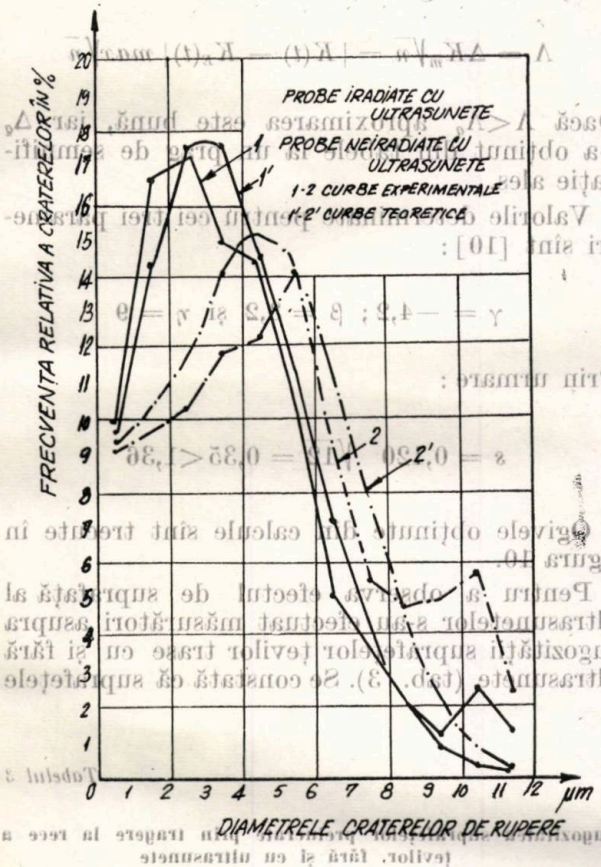


Fig. 9. Poligonul de frecvență relativă a diametrelor craterelor la rupere ductilă (aliaj AlCu4Mg1)

poligonul de frecvență relativă. Se observă că în epruvetele prelevate din țevile trase cu ultrasunete frecvența atinge un maximum la 17,3% pentru cratere cu dimensiuni cuprinse între 2 și 3 μm, în timp ce în epruvetele din țevile trase prin procedeul convențional maximul obținut atinge 14,2% pentru diametrele craterelor cuprinse între 5 și 6 μm.

Comportarea aliajului AlCu4Mgl deformat plastic prin cele două tehnologii se poate observa și mai bine studiind curbele cumulate ale frecvențelor din figura 10. În cazul epruvetei obținute din țeava trasă cu ultrasunete, curba se situează pentru orice punct sub cea a epruvetei prelevate din țeava trasă convențional.

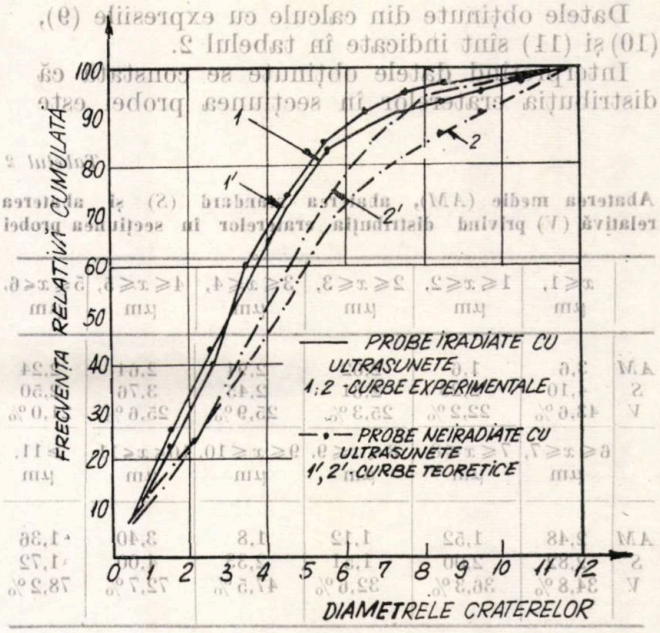


Fig. 10. Curbele cumulate ale frecvențelor la rupere ductilă (AlCu4Mg1)

Astfel, de exemplu se observă că procentul craterelor cu diametre pînă la 3 μm este de 43,9% pentru epruvetele activate cu ultrasunete și numai de 29% pentru cele neactivate ultrasonic.

Pentru a scoate în evidență diferențele fiecărei clase față de medie, s-a folosit o măsură a variabilității (a împrăștierii în jurul mediei). În acest scop s-a calculat abaterea medie (media abaterilor absolute), care constituie o valoare medie a abaterilor variabilelor individuale de la media aritmetică, cu expresia:

$$AM = \frac{\Sigma |X - \bar{X}|}{n} = \frac{\Sigma |x|}{n} \qquad (9)$$

în care: X reprezintă valorile individuale ale variabilei aleatoare; $\bar{X}$ — media valorilor variabilei; x — variabila redusă care reprezintă abaterea variabilei aleatoare de la media aritmetică.

Mărimi mai precise ale împrăștierii s-au determinat folosind abaterea standard sau abaterea medie pătratică dată de expresia:

$$S = \sqrt{\frac{(X - \bar{X})^2}{n}} = \sqrt{\frac{\Sigma x^2}{n}} \qquad (10)$$

precum și abaterea relativă numită și coeficientul de variație dat de relația:

$$V = \frac{S}{\bar{X}} \cdot 100\ \% \qquad (11)$$

Datele obținute din calcule cu expresiile (9), (10) și (11) sînt indicate în tabelul 2.

Interpretînd datele obținute se constată că distribuția craterelor în secțiunea probei este

Tabelul 2

Abaterea medie (AM), abaterea standard (S) și abaterea relativă (V) privind distribuția craterelor în secțiunea probei

	$x \leqslant 1$, μm	$1 \leqslant x \leqslant 2$, μm	$2 \leqslant x \leqslant 3$, μm	$3 \leqslant x \leqslant 4$, μm	$4 \leqslant x \leqslant 5$, μm	$5 \leqslant x < 6$, μm
AM	3,6	1,6	2,02	2,94	2,64	2,24
S	4,10	2,23	2,61	2,45	3,76	2,50
V	43,6 %	22,2 %	25,3 %	25,9 %	25,6 %	21,0 %
	$6 \leqslant x \leqslant 7$, μm	$7 \leqslant x \leqslant 8$, μm	$8 \leqslant x \leqslant 9$, μm	$9 \leqslant x \leqslant 10$, μm	$10 < x < 11$, μm	$\geqslant 11$, μm
AM	2,48	1,52	1,12	1,8	3,40	1,36
S	2,82	2,00	1,51	2,33	4,00	1,72
V	34,8 %	36,3 %	32,6 %	47,5 %	72,7 %	78,2 %

relativ uniformă și anume amplitudinea maximă $AM_{max} = 3{,}5$, abaterea standard $S_{max} = 4{,}06$ și coeficientul de variație $V_{max} = 83{,}5\,\%$.

Valoarea foarte ridicată a coeficientului de variație pentru cratere de dimensiuni mai mari ($\geqslant 11$ μm) arată că apariția lor are mai mult un caracter întîmplător. Pentru cratere cu diametrele <9 μm, coeficientul de variație nu depășește 50 %, predominînd însă procente între 20 și 30 %.

Studiul abaterilor de la valoarea medie $t = z - m$ a permis constatarea că acestea sînt dispuse după o repartiție normală de densitate dată de expresia:

$$p(z) = \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{(z-m)^2}{2\sigma^2}} \qquad (12)$$

unde: m este media aritmetică și σ — abaterea medie pătratică. Pragul de semnificație este dat de expresia:

$$p(|z - m| > \sigma_t) > \Lambda - 2\Phi(t)$$

în care:

$$\Phi(t) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_0^t e^{-\frac{t^2}{2}} dt \qquad (13)$$

Calculele efectuate cu expresia (12) au permis trasarea curbelor teoretice corespunzătoare funcției de frecvență din figura 9.

Studiind ogiva empirică s-a ajuns la concluzia că aceasta poate fi aproximată cel mai bine cu o repartiție de tip Weibull de forma:

$$K(t) = 1 - e^{-\left(\frac{t-\gamma}{\eta}\right)^{\beta}}$$

Întrucît funcția depinde de trei parametri γ, β și η, aceștia sînt astfel determinați încît $K(t)$ să aproximeze cît mai bine funcția de repartiție empirică $K_E(t)$. Precizia aproximării s-a studiat cu ajutorul criteriului de concordanță Kolmogorov, de forma:

$$\Lambda = \Delta K_m \sqrt{n} = |K(t) - K_E(t)|\, max \sqrt{n}$$

Dacă $\Lambda < \Lambda_q$ aproximarea este bună, iar Δ_q s-a obținut din tabele la un prag de semnificație ales.

Valorile determinate pentru cei trei parametri sînt [10]:

$$\gamma = -4{,}2\,;\ \beta = 3{,}2 \text{ și } \eta = 9$$

Prin urmare:

$$s = 0{,}120 \quad \sqrt{12} = 0{,}35 < 1{,}36$$

Ogivele obținute din calcule sînt trecute în figura 10.

Pentru a observa efectul de suprafață al ultrasunetelor s-au efectuat măsurători asupra rugozității suprafețelor țevilor trase cu și fără ultrasunete (tab. 3). Se constată că suprafețele

Tabelul 3

Rugozitatea suprafețelor prelucrate prin tragere la rece a țevilor, fără și cu ultrasunete

Nr. treceri	Aliajul AlCu4Mg1		Aliajul AlMg2,5		Aliajul AlMg1SiCu	
	Rugozitatea suprafeței R_a, μm		Rugozitatea suprafeței R_a, μm		Rugozitatea suprafeței R_a, μm	
	fără ultrasunete	cu ultrasunete	fără ultrasunete	cu ultrasunete	fără ultrasunete	cu ultrasunete
1	0,053	0,035	0,056	0,041	0,062	0,049
	0,064	0,058	0,068	0,061	0,077	0,070
2	0,046	0,034	0,052	0,037	0,060	0,047
	0,059	0,055	0,066	0,060	0,075	0,068
3	0,042	0,034	0,049	0,035	0,058	0,043
	0,053	0,055	0,063	0,060	0,073	0,066

țevilor trase cu ultrasunete prezintă, după fiecare trecere, o mai mică înălțime a microneregularităților decît cele ale țevilor trase prin procedeul convențional. Această diferență este mai accentuată pe suprafața interioară a țevilor care vine în contact cu dornul activat cu ultrasunete.

Îmbunătățirea calității suprafeței țevilor trase cu ultrasunete se datorează, pe de o parte, încălzirii locale a asperităților la introducerea energiei acustice și astfel ele se pot forfeca mai ușor, iar, pe de altă parte, variației continue a direcției mișcării relative dintre metal și scule, fapt ce produce o forfecare suplimentară a asperităților.

În plus, datorită înmuierii asperităților se diminuează rizurile și zgîrieturile de pe suprafețele țevilor.

Cercetările teoretice și experimentale, efectuate la tragerea țevilor din aliaje de aluminiu pe dorn oscilat ultrasonic, ilustrează faptul că ultrasunetele reduc forța de tragere, diminuează caracteristicile mecanice, tensiunile remanente, microduritatea materialelor deformate și îmbunătățesc calitatea suprafeței țevilor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Winsper, C. și alții *Application of Ultrasonic Vibration to the Plug Drawing of Tube.* În: Metal Forming, nr. 3, 1971, p. 71.

[2] Drăgan, O. și alții *Steel Carbon Cold Drawing under Ultrasonic Influence.* First International Symposium on High — Power Ultrasonics. Graz, sept., 1970.

[3] Atanasiu, N. *Asupra tragerii țevilor din aliaje de aluminiu pe dorn oscilat cu ultrasunete.* Simpozionul „Probleme actuale ale acusticii aplicate", Academia Republicii Socialiste România, 4 decembrie, 1978.

[4] Atanasiu, N. *Tragerea țevilor pe dorn fix.* În: Cercetări metalurgice, vol. 19, 1978, p. 592.

[5] Atanasiu, N. *Comportarea la deformare plastică a metalelor și aliajelor în cîmp ultrasonic.* În: Mecanica aplicată, vol. 36, iulie-august, 1977, p. 349.

[6] Atanasiu, N. *Mecanismul deformării plastice a metalelor printr-o matriță conică activată cu ultrasunete.* Buletinul Institutului politehnic — București, nr. 2, 1976, p. 89.

[7] Atansiu, N. *Cercetări privind influența ultrasunetelor asupra comportării viscoplastice la deformarea metalelor și aliajelor.* În: Metalurgia, nr. 10, 1976, p. 559.

[8] Atanasiu, N. *Cercetări privind determinarea tensiunilor reziduale în probele din aluminiu deformate plastic în cîmp ultrasonic.* În: Metalurgia, nr. 10, 1977, p. 520.

[9] Atanasiu, N. *Cercetări microfractografice privind influența procesului deformării plastice asupra ruperii ductile a duraluminiului.* În: Metalurgia, nr. 8, 1977, p. 405.

[10] Atanasiu, N. și alții *Influența ultrasunetelor asupra ruperii ductile a produselor din duraluminiu.* Sesiunea științifică de comunicări de acustică, Academia Republicii Socialiste România, 21—30 noiembrie, 1976.

Cercetări privind fabricarea fontelor cu grafit vermicular

Dr. ing. D. M. Ştefănescu, ing. L. Dinescu şi ing. Mihaela Popescu

I.C.P.T.S.C. – Bucureşti

CZ: 669.16

Fonta cu grafit vermicular este un material relativ nou, tehnologiile de fabricare sistematică a acestui material fiind semnalate în literatura de specialitate abia la începutul acestui deceniu [1], [2]. Există în principiu trei tehnologii de fabricare a fontelor cu grafit vermicular:

— micşorarea conţinutului de sulf al fontei sub 0,02% şi mărirea vitezei de răcire la cristalizare (cu sau fără adaos de zirconiu) [3];

— tratarea în stare lichidă, într-una sau mai multe etape, cu aliaje modificatoare care să conţină atît elemente cu influenţă de compactizare a grafitului (Mg, Ce), cît şi elemente anticompactizante (Ti, Al) [4], [5];

— modificarea cu pămînturi rare [6].

În această lucrare se prezintă încercările efectuate în scopul obţinerii fontei cu grafit vermicular prin metoda tratării în stare lichidă, într-o singură etapă, cu aliaje modificatoare complexe, conţinînd atît elemente compactizante, cît şi elemente anticompactizante.

Modul de lucru şi programul de încercări realizat. S-au turnat 16 topituri experimentale grupate în şase serii (1–6). Fiecare topitură a fost elaborată din fontă de înaltă puritate într-un cuptor cu inducţie cu capacitatea de 60 kg la frecvenţa de 2 500 Hz. După topire, fonta a fost supraîncălzită la 1 530–1 600°C şi menţinută 10 min la această temperatură, apoi a fost lăsată să se răcească pînă la 1 400–1 500°C şi modificată în vederea compactizării grafitului prin metoda Sandwich. După modificarea de compactizare (*MC*) s-au turnat probe tip Lynchburg cu diametrul de 25 mm pentru aprecierea structurii şi determinarea caracteristicilor mecanice (30 kg fontă). Restul de 30 kg de fontă din oală a fost modificat cu 0,5% FeSi75, turnîndu-se din nou probe Lynchburg.

Pentru determinarea formei grafitului s-a folosit scara etalon propusă de Evans ş.a. [4], prezentată în figura 1, coeficientul de formă K_f avînd valori cuprinse între 1 şi 8 conform notaţiilor de pe figura 1. Pentru aprecierea proporţiei de grafit vermicular din structură s-a folosit scara etalon G 17 propusă de firma Metallgesellschaft R.F.G. care, fiind realizată pentru aprecierea gradului de nodulizare, nu permite aprecierea proporţiei de grafit vermicular — atunci cînd în structură este prezent şi grafitul lamelar.

Pentru aprecierea măsurii în care s-a obţinut fontă cu grafit vermicular s-a mai utilizat coeficientul K_2, propus de Lillybeck ş.a. [7]. Acest coeficient se calculează din relaţia:

$$\frac{R_m}{HB} = 3{,}5\,(1 - K_a \cdot G)$$

unde G este cantitatea de grafit eutectic, care la rîndul ei se calculează cu relaţia:

$$G = CE - 2{,}1 = C + \frac{Si}{4} + \frac{P}{2} - 2{,}1$$

După cum se poate observa din figura 2, fontele cu grafit vermicular au $K_a = 0{,}2$.

Programul de încercări realizat a cuprins:

— studiul influenţei tipului şi cantităţii de aliaj modificator de compactizare (prealiaj);

— studiul influenţei postmodificării cu FeSi75;

— studiul influenţei cantităţii de sulf iniţial din fontă.

Influenţa aliajului modificator de compactizare. În cursul încercărilor s-au utilizat patru aliaje modificatoare ale căror compoziţii chimice sînt date în tabelul 1.

Toate aceste aliaje au conţinut 4–6% Mg, primele trei diferind în principal prin conţinutul de Ca şi Ti, iar cel de-al patrulea caracterizîndu-se prin absenţa mişmetalului (tab. 2)

Cu aceste aliaje modificatoare s-au turnat 12 topituri, iar rezultatele analizei metalografice şi ale încercărilor mecanice se dau în tabelul 4.

S-a constatat că la folosirea aliajelor M11 şi M12 în proporţie de 1,1%, în absenţa postmodificării se obţin fonte cu grafit vermicular cu grafit de tip 6 şi 70–75% grafit vermicular în structură (topiturile 19, respectiv 32). Caracteristicile mecanice sînt foarte bune. Şi la folosirea a 1,1% M 13 (top. 38) se obţine fontă cu grafit vermicular, dar cu caracteristici mecanice mult mai scăzute. De altfel şi coeficientul $K_a = 0{,}311$ indică o fontă foarte apropiată de cea lamelară.

Utilizarea a 1,1% aliaj M 14 (top. 35) duce la obţinerea unei fonte cu grafit de tip 4, nesatisfăcătoare din punct de vedere al caracteristicilor mecanice.

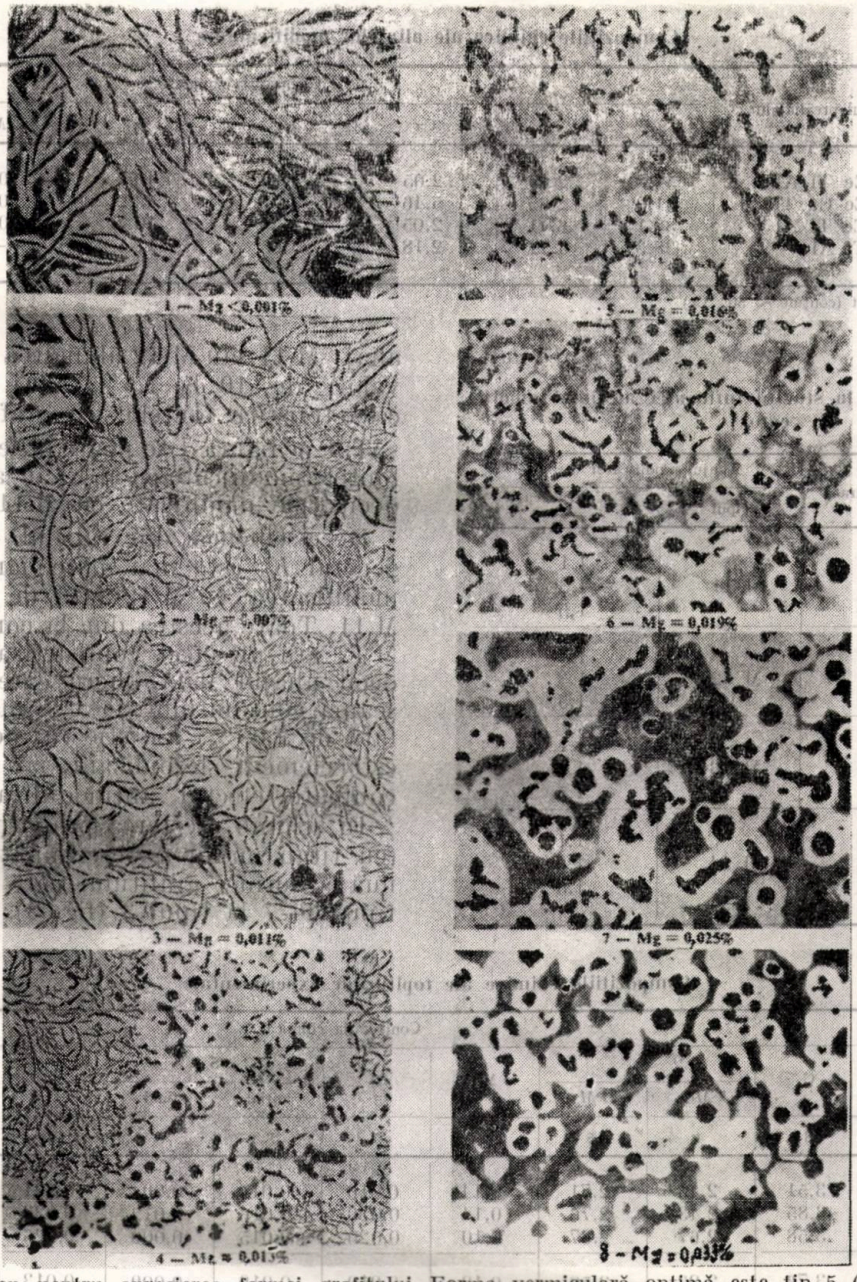


Fig. 1. Scară etalon pentru aprecierea formei grafitului. Forma vermiculară optimă este tip 5 (× 60) Atacat [4]

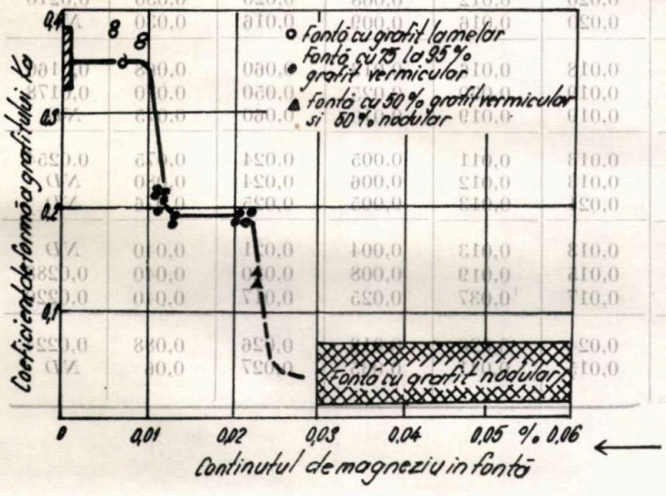


Fig. 2. Corelația între coeficientul de formă al grafitului K_g și conținutul de magneziu [7]

Creșterea cantității de aliaj de compactizare adăugat a avut efecte diferite în funcție de compoziția aliajului. Astfel, așa cum se poate observa din figura 3, aliajele M 11 și M 12, cu conținut de 4—5 % Ti și 0,3 mișmetal, permit obținerea grafitului vermicular cînd se adaugă în proporție de 1,1—1,3 %, iar la adaosuri mai mari determină formarea cu preponderență a grafitului nodular. Acest lucru rezultă clar și din figura 4 în care se observă că pe măsură ce crește cantitatea de

Tabelul 1

Compoziţiile chimice ale aliajelor modificatoare

Notare	Tipul prealiajului	Compoziţia chimică, %						
		Si	Al	Ca	Mg	Ti	*MM**)	Fe
M 11	Mg Ce Ti Al	51,8	2,69	2,05	4,64	4,97	0,3	rest
M 12	Mg Ce Ca Ti Al	51,9	2,65	5,46	5,75	4,22	0,3	rest
M 13	Mg Ce Ti Al	38,1	6,41	2,05	4,20	10,7	0,3	rest
M 14	Mg Ti Al	38,3	4,72	2,18	4,05	11,5	—	rest

*) *MM*: mişmetal adăugat (conţine ~ 50% Ce)

Tabelul 2

Modificările efectuate la studiul influenţei aliajului modificator

Seria	Topitura	Aliajul modificator utilizat	
		Tipul	Cantitatea, %
1	29	M 11	1,1
	20		1,3
	26		1,5
2	32	M 12	1,1
	33		1,3
	34		1,5
3	38	M 13	1,1
	39		1,3
	40		1,5
4	35	M 14	1,1
	36		1,3
	37		1,5

aliaj M 11 sau M 12 alungirea creşte, atingînd valori de 10 la 1,5% aliaj adăugat, valori caracteristice fontelor cu grafit nodular.

Tot pe figura 4 se poate observa că în general fontele modificate cu M 12 au alungiri mai mari decît cele modificate cu M 11.

De asemenea din tabelul 4 rezultă că în general K_f este mai mare, iar K_a mai mic la modificarea cu M 12 faţă de modificarea cu M 11. Toate acestea duc la concluzia că aliajul M 12 are un efect compactizant mai puternic decît aliajul M 11, lucru care trebuie pus pe seama conţinutului de Ca mai ridicat (5,46 faţă de 2,05%). Se ştie că, pe de o parte, Ca este element sferoidizant, iar pe de altă parte combate efectul antinodulizant al Ti.

În schimb creşterea proporţiei de aliaj M 13 (cu titan mare) a determinat alterarea continuă a formei grafitului care evoluează de la tipul 6—7 la tipul 3 (fig. 3). Această degene-

Tabelul 3

Compoziţiile chimice ale topiturilor experimentale

Seria	Topitura	Compoziţia chimică, %									
		C	Si		Mn	P	S		Al	Ti	Mg
			MC	*PM*			iniţial	final			
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
1	19	3,51	2,45	2,71	0,14	0,016	0,013	0,004	0,021	0,057	*ND*
	20	3,85	2,43	2,76	0,14	0,030	0,016	0,012	0,023	0,069	0,0240
	26	3,58	2,67	2,87	0,10	0,020	0,015	0,009	0,026	0,084	*ND*
2	32	3,76	2,23	2,50	0,12	0,010	0,019	0,009	0,013	0,013	*ND*
	33	3,69	1,86	2,11	0,14	0,020	0,012	0,008	0,020	0,030	0,0210
	34	3,57	2,55	2,61	0,15	0,020	0,016	0,009	0,016	0,030	*ND*
3	38	3.80	2,00	2,54	0,16	0,018	0,016	0,013	0,060	0,068	0,0160
	39	3,93	1,95	2,28	0,14	0,019	0,030	0,025	0,050	0,070	0,0178
	40	3,80	2,12	2,61	0,12	0,019	0,019	0,010	0,060	0,075	*ND*
4	35	3,79	2,31	2,68	0,13	0,013	0,011	0,005	0,024	0,075	0,0254
	36	3,88	2,36	2,70	0,12	0,013	0,012	0,006	0,024	0,080	*ND*
	37	3,90	2,30	2,60	0,13	0,021	0,013	0,005	0,025	0,076	*ND*
5	29	3,83	2,46	2,68	0,14	0,013	0,013	0,004	0,021	0,040	*ND*
	30	3,78	2,21	2,81	0,14	0,015	0,019	0,008	0,020	0,040	0,0288
	31	3,51	2,35	2,68	0,14	0,017	0,037	0,025	0,017	0,040	0,0220
6	27	3,97	2,61	2,90	0,19	0,024	0,020	0,013	0,026	0,088	0,0224
	28	3,84	2,64	2,98	0,11	0,015	0,041	0,035	0,027	0,06	*ND*

Obs.: *MC* — modificare de compactizare;
PM — postmodificare;
ND — nedeterminat

Tabelul 4

Structura şi caracteristicile mecanice

Seria	Topitura	Grafitul				Caracteristicile mecanice						Coeficientul Lillybeck K_a	
		Forma K_f		Grafitul vermicular*), %		R_m, N/mm²		A, %		HB			
		MC	*PM*	*MC*	*PM*	*MC*	*PM*	*MC*	*PM*	*MC*	*PM*	*MC*	*PM*
1	19	6	6–7	70	35	432	454	2,4	4,6	181	183	0,156	0,139
	20	6	7	70	35	328	362	5,4	9,5	151	153	0,159	0,132
	26	7	8	45	25	407	412	10,3	15,2	159	159	0,124	0,117
2	32	6–7	7–8	75	65	361	410	5,7	10,9	149	149	0,138	0,093
	33	5–6	6–7	70	45	346	383	8,5	10,8	143	143	0,149	0,110
	34	8	8	30	20	402	406	10	10,7	148	151	0,108	0,108
3	38	6–7	7	45	25	278	360	1,4	2,9	255	285	0,311	0,272
	39	3–4	3–4	—	—	99	188	—	—	272	257	0,385	0,328
	40	3	3	—	—	101	110	—	—	217	143	0,386	0,330
4	35	4	4	—	—	169	181	—	—	143	143	0,291	0,269
	36	4	4	—	—	274	243	—	1,4	163	149	0,218	0,217
	37	4	4	—	—	263	251	1,4	2,1	158	153	0,219	0,215
5	29	7–8	7–8	0	0	432	454	16,4	17,8	157	156	0,088	0,068
	30	6	7–8	45	25	431	449	12,4	16,0	152	156	0,85	0,074
	31	5–6	5–6	95	75	376	390	7,9	8,5	156	153	0,153	0,130
6	27	5	6	85	40	333	381	5,4	7,5	147	146	0,138	0,097
	28	3	3–4	—	—	201	123	—	—	143	143	0,248	0,302

Obs.: *MC* – modificare de compactizare;
PM – postmodificare
*) rest grafit nodular

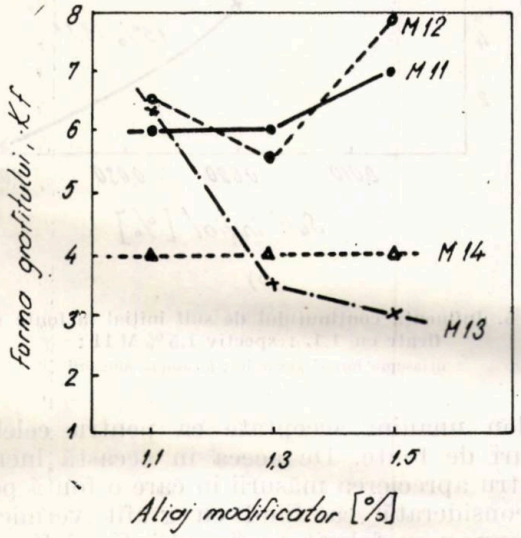


Fig. 3. Influenţa tipului şi cantităţii de aliaj de compactizare asupra formei grafitului din fontă (K_f)

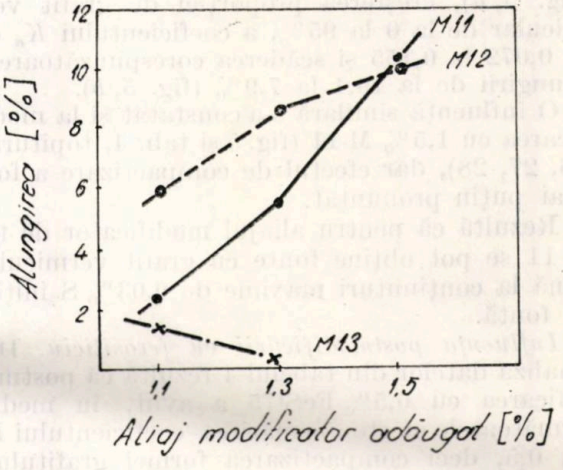


Fig. 4. Influenţa tipului şi cantităţii de aliaj de compactizare asupra alungirii fontelor

rare este confirmată de căderea alungirii (fig. 4) şi creşterea coeficientului K_a de la 0,311 la 0,386 (tab. 4 : topiturile 38, 39, 40).

În ceea ce priveşte aliajul M 14, lipsit de ceriu, în toate cazurile a condus la obţinerea formelor mixte de grafit vermicular şi lamelar tip 4, considerată ca nesatisfăcătoare. Totuşi, din punct de vedere al coeficientului K_a se poate observa că la adaosul a 1,3 (top. 36) sau 1,5 % M 14 (top. 37) se obţin valorile cele mai apropiate de forma vermiculară : $K_a = 0{,}218$, respectiv $K_a = 0{,}219$. Caracteristicile mecanice ale topiturilor 36 şi 37 sînt de altfel remarcabile : rezistenţe la tracţiune de 274, respectiv 263 N/mm² la durităţi de 163, respectiv 158 HB. Deci caracteristici net superioare celor corespunzătoare fontelor cu grafit lamelar.

Influența conținutului inițial de sulf din fontă. Influența conținutului de sulf inițial din fontă a fost studiată pe șase topituri grupate în seriile 5 și 6 — conform tabelului 5.

Tabelul 5

Modificări în stare lichidă și conținuturi de sulf la studiul influenței cantității de sulf inițial din fontă

Seria	Topitura	Modificarea de compactizare	Sulful inițial în fontă, %
5	29	1,1 % M 11	0,013
	30	1,1 % M 11	0,019
	31	1,1 % M 11	0,037
6	26	1,5 % M 11	0,015
	27	1,5 % M 11	0,020
	28	1,5 % M 11	0,041

În mod surprinzător la modificarea cu 1,1% M 11 și conținut scăzut de S în fontă (top. 29) s-a obținut fontă cu grafit nodular cu $K_f = 7 \div 8$; $K_a = 0{,}088$; $R_m = 432$ N/mm²; $A = 16{,}4\%$.

Acest lucru se datorează probabil temperaturii scăzute de modificare care a permis o asimilare mai mare a Mg. Creșterea conținutului de S inițial din fontă de la 0,013 la 0,037% (top. 29, 30, 31) determină trecerea grafitului de la forma nodulară la forma vermiculară (fig. 5, *a*), creșterea proporției de grafit vermicular de la 0 la 95%, a coeficientului K_a de la 0,072 la 0,155 și scăderea corespunzătoare a alungirii de la 16,4 la 7,9% (fig. 5, *b*).

O influență similară s-a constatat și la modificarea cu 1,5% M 11 (fig. 5 și tab. 4, topiturile 26, 27, 28), dar efectul de compactizare a fost mai puțin pronunțat.

Rezultă că pentru aliajul modificator de tip M 11 se pot obține fonte cu grafit vermicular pînă la conținuturi maxime de 0,03% S inițial în fontă.

Influența postmodificării cu ferosiliciu. Din analiza datelor din tabelul 4 rezultă că postmodificarea cu 0,5% FeSi75 a avut, în medie, următoarele efecte: — mărirea coeficientului K_f cu 0,5, deci compactizarea formei grafitului; — micșorarea proporției de grafit vermicular în favoarea grafitului nodular cu 24%; — creșterea rezistenței la tracțiune cu 19 N/mm² și a alungirii cu 2,4% și scăderea durității cu 4,3 *HB*; — coeficientul K_a scade cu 0,02.

Așadar în general postmodificarea cu 0,5% FeSi75 determină mărirea gradului de compactizare a grafitului, cu îmbunătățirea corespunzătoare a rezistenței la tracțiune și a alungirii.

Discuție privind coeficienții K_f și K_a. Una din problemele importante în controlul fabricației de piese turnate din fontă cu grafit vermicular este aceea a controlului structurii, ținînd seamă de faptul că încă nu există scări

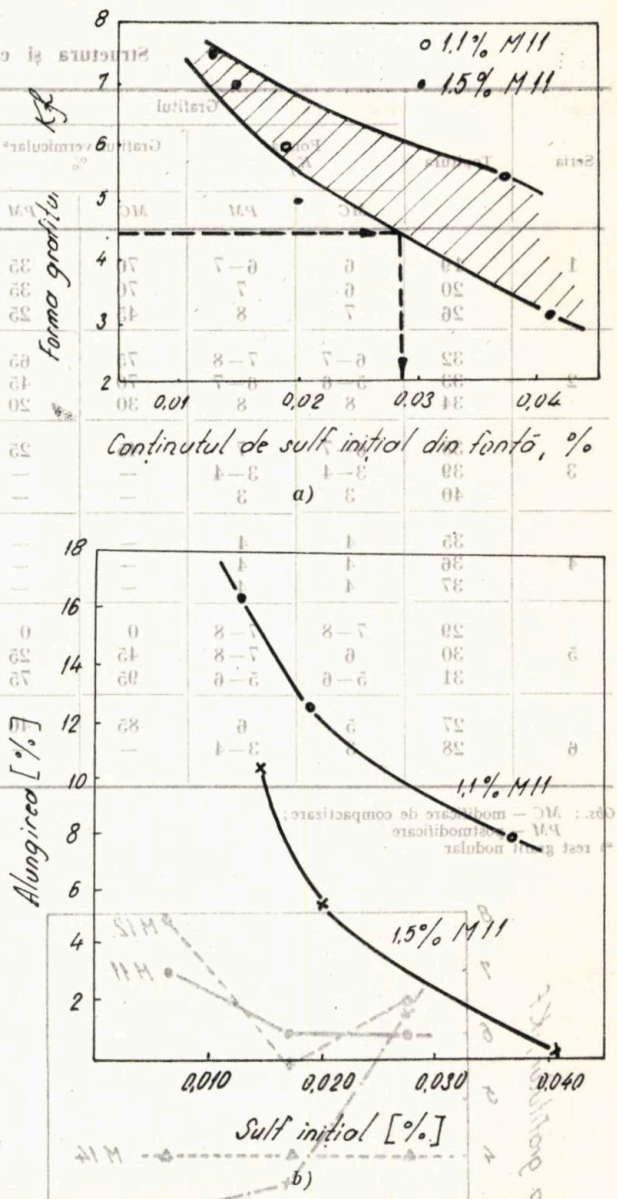


Fig. 5. Influența conținutului de sulf inițial la fonte modificate cu 1,1, respectiv 1,5% M 11:
a) asupra formei grafitului; *b*) asupra alungirii

etalon unanim acceptate ca pentru celelalte tipuri de fonte. De aceea în această lucrare, pentru aprecierea măsurii în care o fontă poate fi considerată ca fiind cu grafit vermicular sau nu, s-au folosit coeficienții K_f și K_a, descriși anterior. Punînd pe o diagramă datele din tabelul 4, rezultă că între acești doi coeficienți există o relație liniară clară (fig. 6). Dacă se admite că forma optimă de grafit vermicular este cea corespunzătoare pentru $K_f = 5$, atunci rezultă că se poate obține grafit vermicular pentru $K_a = 0{,}15 \div 0{,}25$.

Dacă dimpotrivă se admite că fontele cu grafit vermicular sînt cele caracterizate prin $K_a = 0{,}2$, atunci rezultă că formele admise de grafit corespund lui $K_f = 4 \div 6$.

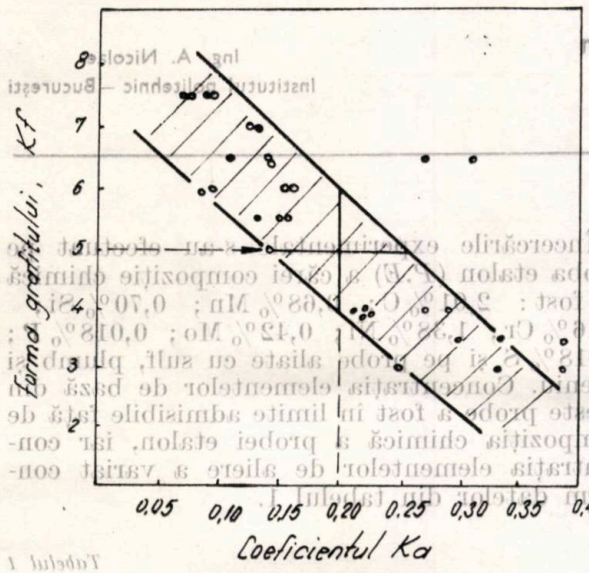


Fig. 6. Corelația între coeficienții K_f și K_a

Concluzii

— În absența postmodificării se pot obține fonte cu grafit nodular feritoperlitice prin modificare cu 1,1 — 1,3% aliaj M 11 (2,69% Al; 2,05% Ca; 4,64% Mg; 4,97% Ti; 0,15% Ce); sau aliaj M 12 (2,65% Al; 5,46% Ca; 5,75% Mg; 4,22% Ti; 0,15% Ce).

Caracteristicile mecanice ale fontelor astfel obținute au fost cuprinse în limitele: R_m = 328—432 N/mm²; A_5 = 2,4—8,5%; HB = 143 — 181. Proporția de grafit vermicular a fost de minimum 70%.

— La cantități mai mari de 1,3% aliaj M 11 sau M 12 crește proporția de grafit nodular din structură și corespunzător alungirea.

— Aliajul M 12, cu conținut mai ridicat de Ca, favorizează formarea unei structuri mai apropiate de cea a fontelor cu grafit nodular decît aliajul M 11.

— Aliajul M 13 cu conținut ridicat de Al și Ti nu a dat rezultate corespunzătoare.

— Utilizarea a 1,3—1,5% aliaj M14 (4,72% Al; 2,18% Ca; 4,05% Mg; 11,5% Ti) duce la obținerea unor forme de grafit mixte vermicular și lamelar (tip 4), dar caracteristicile mecanice sînt interesante: R_m = 263 — 274 N/mm²; HB = 158—163.

— La modificarea cu 1,1—1,5% M 11 se pot obține fonte cu grafit vermicular pînă la conținuturi de maximum 0,03% S inițial în fontă.

— Postmodificarea cu 0,5% FeSi75 după tratarea cu aliaj modificator de compactizare determină compactizarea suplimentară a grafitului cu variația corespunzătoare a caracteristicilor mecanice și micșorarea proporției de grafit vermicular în favoarea grafitului nodular.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sissener, J., Thury, W., Hummer, R. și Nechtelberger, E. *Cast Iron with Vermicular Graphite.* În: AFS Cast Metals Research Journal, dec., 1972, p. 178—181.

[2] Jukov, A. A. ș.a. *Kompleksnie modificatori dlia polucenitia leghirovannovo ciuguna s sarovidnim i vermiculiarnim grafitom.* În: Liteinoe proizvodstvo, nr. 6, 1973, p. 17—18.

[3] Compomanes, E. și Goller, R. *Herstellung von Gusseisen mit Zwischenformen der Graphitausbildung.* În: Giesserei—Praxis, nr. 3, 1977, p. 32—40.

[4] Evans, R., Dawson, J. V. și Laliich, M. J. *Compacted Graphite Cast Irons and their Production by a Single Alloy Addition.* În: AFS International Cast Metals Journal, iunie, 1976, p. 13—18.

[5] Riposan, I. *Cercetări privind elaborarea fontelor cu grafit vermicular.* În: Metalurgia, nr. 4, 1975, p. 172—176.

[6] Aleksandrev, N. N. *Tehnologhiia polucenitia i svoistva visokoprocinovo ciuguna s vermikuliarnim grafitom.* În: Liteinoe proizvodstvo, nr. 8, 1976, p. 12—14.

[6] Lillybeck, N. P., Mc. Kimpson, M. G., Wimberm, R. T. și Domis, D. W. *Bestimmung der Graphitform — Beständigkeit im Gusseisen mit Vermikulargraphit durch Auswertung der mechanischen Eigenschaften.* În: Giesserei—Praxis, nr. 8, 1978, p. 121—126.

Modificarea proprietăților fontelor albe prin aliere cu sulf, plumb și seleniu

Ing. A. Nicolae
Institutul politehnic — București

CZ : 669.131.2 : 539.4/.5

După cum este cunoscut, posibilitatea folosirii pe scară mai largă a pieselor turnate din fonte albe, materiale cu rezistență la uzare ridicată, este limitată de așchiabilitatea foarte redusă. Pornindu-se de la influența pozitivă pe care o are alierea cu sulf, plumb sau seleniu asupra așchiabilității oțelurilor, s-a procedat la cercetarea modului în care se poate modifica prin acest procedeu metalurgic prelucrabilitatea prin așchiere a fontelor albe. Încercările de așchiabilitate efectuate pentru proba etalon nealiată cu elementele menționate, pe de o parte, și pentru probele din fonte albe aliate, pe de altă parte, scot în evidență, pentru ultimele, creșteri ale valorilor indicilor de așchiabilitate de 200—400% [1].

Explicarea din punct de vedere științific a unor astfel de rezultate se poate face prin aplicarea la procesul de așchiere a ipotezei de rupere Davidenko-Friedmann [2]. Conform acestei ipoteze, procesul de formare și detașare a așchiei poate fi influențat de două categorii de factori tehnologici : starea de solicitare exterioară (care depinde de geometria sculei, parametrii de așchiere, forțele de așchiere și coeficientul de frecare) și proprietățile materialului prelucrat, reprezentate în special de structura metalografică și caracteristicile mecanice și fizice.

Este evident că datorită formării incluziunilor neoxidice lubrifiante (sulfuri, incluziuni de plumb sau seleniuri) alierea cu sulf, plumb sau seleniu modifică starea de solicitare exterioară, prin schimbarea valorii coeficientului de frecare în special, ceea ce poate explica în bună măsură îmbunătățirea așchiabilității.

Pentru punerea la punct a unor procedee metalurgice cu eficiență maximă în privința așchiabilității, este necesar să se stabilească dacă ameliorarea acestei proprietăți se datorează în exclusivitate modificării stării de solicitare exterioară sau este rezultatul influenței ambilor factori tehnologici.

În scopul rezolvării acestui deziderat, s-a cercetat influența pe care o are alierea cu sulf, plumb sau seleniu asupra proprietăților fontelor albe, insistîndu-se în mod deosebit asupra naturii constituenților metalografici, morfologiei de prezentare, proporției procentuale P_K a carburilor eutectice dispuse sub formă de rețea continuă la marginile grăunților metalici, durității $HV_{0,1}$ a constituenților și durității HB a fontelor.

Încercările experimentale s-au efectuat pe proba etalon (*P.E*) a cărei compoziție chimică a fost : 2,01% C ; 0,68% Mn ; 0,70% Si ; 1,16% Cr ; 1,38% Ni ; 0,42% Mo ; 0,018% P ; 0,018% S și pe probe aliate cu sulf, plumb și seleniu. Concentrația elementelor de bază din aceste probe a fost în limite admisibile față de compoziția chimică a probei etalon, iar concentrația elementelor de aliere a variat conform datelor din tabelul 1.

Tabelul 1

Concentrația elementelor de aliere, %

Nr. probei	S	Pb	Se	Nr. probei	S	Pb	Se
1	0,075	—	—	*12*	0,022	0,16	—
2	0,110	—	—	*13*	0,021	0,20	—
3	0,15	—	—	*14*	0,017	0,25	—
4	0,18	—	—	*15*	0,017	0,27	—
5	0,25	—	—	*16*	0,025	0,29	—
6	0,28	—	—	*17*	0,026	—	0,080
7	0,31	—	—	*18*	0,020	—	0,096
8	0,33	—	—	*19*	0,018	—	0,12
9	0,37	—	—	*20*	0,016	—	0,18
10	0,020	0,075	—	*21*	0,014	—	0,3
11	0,025	0,12		*22*	0,014	—	0,33

Structura metalografică a probelor a fost cercetată prin microscopie optică (*M.O.*), prin observarea la un microscop optic în condițiile prevăzute de STAS 4203—63. Structurile reprezentative pentru proba etalon și probele aliate sînt prezentate în figura 1.

Pentru determinarea proporției procentuale a carburilor eutectice dispuse în rețea intergranulară s-a folosit metoda cantitativă, care constă în separarea prin tăiere a constituenților existenți pe micrografia executată pentru fiecare probă. Cunoscîndu-se masa hîrtiei fotografice inițiale și masele hîrtiilor aferente constituentului respectiv, s-a calculat proporția procentuală P_K.

Conform prescripțiilor impuse prin STAS 7057—64, duritatea constituenților structurali s-a apreciat prin duritatea Vickers cu microsarcini. Aparatul de încercare atașat la un microscop optic a lucrat cu o sarcină de 0,1 kgf la o menținere de 15 s, măsurîndu-se astfel $HV_{0,1}$.

Duritatea fontelor s-a determinat în conformitate cu prescripțiile STAS 165—66, pe o mașină „Balanța" Sibiu, în condiții normale de încercare.

a)

b)

c)

d)

Fig. 1. Microstructurile fontelor cercetate:
a — probă etalon; *b* — probă aliată cu sulf; *c* — probă aliată cu plumb; *d* — probă aliată cu seleniu

Rezultatele încercărilor experimentale sînt prezentate în tabelul 2, iar prelucrarea lor grafică, în figurile 2—4.

Analizînd rezultatele încercărilor prezentate în lucrarea de față, se pot scoate în evidență următoarele aspecte cu implicații directe asupra așchiabilității fontelor albe:

Structura metalografică a probei etalon este alcătuită din grăunți de perlită fină rezultați prin transformarea austenitei preeutectice și carburi eutectice care sînt dispuse preponderent sub formă de rețea continuă și neuniformă ca grosime în spațiile intergranulare.

Aceeași natură și morfologie a constituenților se constată și la probele aliate cu sulf, cunoscută fiind creșterea stabilității carburilor în prezența sulfului, ceea ce poate să se datoreze fap-

Tabelul 2

Valori privind structura și caracteristicile fontelor

Nr. probei	$HV_{0,1}$ grăunte metalic	HB, daN/mm²	P_K, %	Nr. probei	$HV_{0,1}$ grăunte metalic	HB, daN/mm²	P_K, %
P.E	370	455	18	*11*	380	450	18
1	—	460	—	*12*	375	455	19
2	365	450	18	*13*	—	450	—
3	—	455	—	*14*	—	450	—
4	360	440	19	*15*	375	460	17
5	360	430	17	*16*	375	455	18
6	—	435	—	*17*	365	450	17
7	—	440	—	*18*	—	460	—
8	365	435	18	*19*	370	455	15
9	365	435	19	*20*	375	470	14
10	—	460	—	*21*	410	480	14
				22	405	485	15

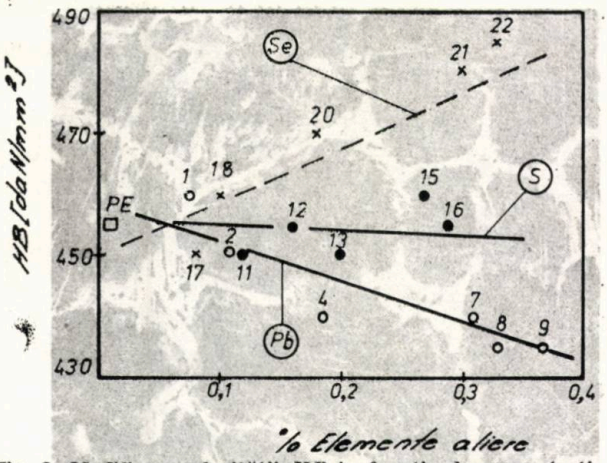


Fig. 2. Modificarea durității HB în funcție de concentrația elementelor de aliere

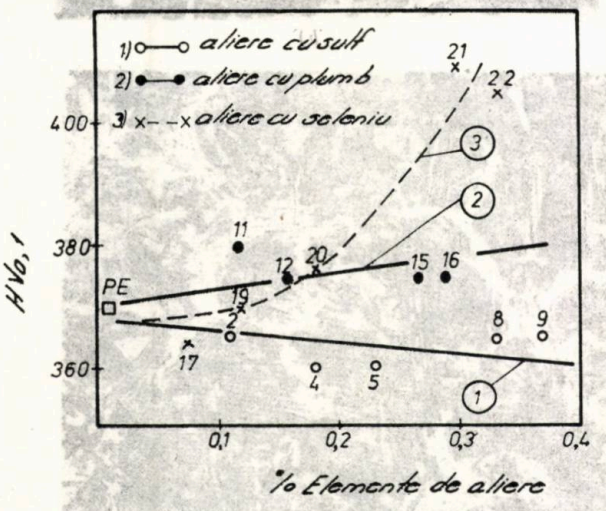


Fig. 3. Influența elementelor de aliere asupra durității $HV_{0,1}$ a grăunților metalici

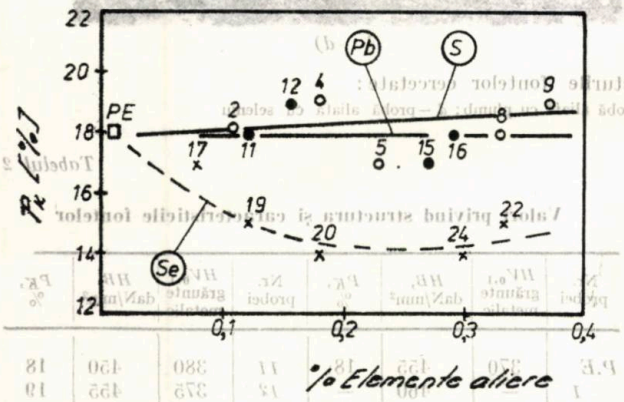


Fig. 4. Variația proporției de carburi eutectice dispuse în rețea intergranulară

tului că cementita în stare solidă, la temperaturi înalte, poate dizolva cantități apreciabile de sulfură de fier. Se constată totuși aspectul punctiform al eutecticului, ceea ce trebuie pus pe seama măririi numărului de celule eutectice la cristalizarea primară în prezența sulfului, efect care ar putea influența pozitiv așchiabilitatea. Același efect pozitiv este de așteptat dacă se ia în considerare ușoara scădere a durității fontelor albe aliate cu sulf, explicabilă, probabil, prin micșorarea durității $HV_{0,1}$ a carburilor intergranulare datorită aspectului punctiform al eutecticului.

La probele aliate cu plumb nu se constată deosebiri esențiale în comparație cu proba etalon.

La fontele aliate cu seleniu, deși cantitatea totală de carburi crește ușor datorită separării acestora și sub formă de ace cu distribuție Widmannstätten (pe planele de maclare a austenitei), trebuie reliefate însă următoarele aspecte importante pentru așchiabilitatea fontelor aliate cu seleniu :

— carburile eutectice au un aspect mai punctiform decît în cazul probei etalon;

— tendința de degenerare a eutecticului în sensul întreruperii rețelei intergranulare;

— tendința de micșorare a proporției carburilor dispuse în rețea integranulară continuă.

Se constată modificarea durității fontelor și a durității $HV_{0,1}$ a grăunților metalici la aliera cu seleniu, efect ce trebuie pus în legătură atît cu schimbările structurale menționate mai sus, cît și cu unele date apărute în literatură referitoare la influența seleniului asupra proprietăților fierului și aliajelor sale :

— seleniul finisează structura dendritică primară;

— adaosuri de seleniu îmbunătățesc ductilitatea și rezistența la șoc;

— seleniul și telurul provoacă o fragilizare intergranulară a fierului de mare puritate;

— seleniul și telurul determină micșorarea cantității de eutectic la limitele grăunților.

Comparînd aceste rezultate cu valorile indicilor de așchiabilitate ai probei etalon (100%) și probelor aliate (max. 385% pentru probe aliate cu seleniu, max. 265% pentru probe aliate cu sulf și max. 205% pentru fonte aliate cu plumb), se poate afirma că prin aliere cu plumb se acționează asupra așchiabilității preponderent prin starea de solicitare exterioară, pe cînd la alierea cu sulf și, în special, la cea cu seleniu apar tendințe de influențare a așchiabilității și prin intermediul celui de-al doilea factor tehnologic (structura și caracteristicile materialului).

BIBLIOGRAFIE

[1] Nicolae, A. *Cercetări privind ruperea materialului în zona de contact piesă-sculă la așchierea fontelor albe.* În : Metalurgia, nr. 5, 1978, p. 286.

[2] Duca, Z. *Bazele teoretice ale prelucrării pe mașini unelte.* București, Ed. didactică, 1969.

Prof. dr. doc. ing. Fl. Oprea
Institutul politehnic — București
ing V. Țibea C.C.P.M.R. — Măgurele

Limitele coalescenței particulelor de mată dispersate în volumul zgurei lichide

CZ : 669.33

Din cauza dispersiei mineralelor de cupru în materia primă, datorită unor fenomene de suprafață și a alternării condițiilor oxidante cu cele reducătoare, în procesul de topire a șarjelor cuproase, mata se formează sub forma unei faze dispersate în volumul zgurei lichide [1]—[6].

Sistemul zgură — mată rezultat în procesul de topire se caracterizează printr-un exces de energie superficială liberă :

$$\Delta F = \sigma_{m-z}\,\Delta S \qquad (1)$$

Potrivit celui de al doilea principiu al termodinamicii, acest sistem va tinde să treacă spontan în forma stabilă prin micșorarea rezervei de energie liberă ΔF, care se realizează prin micșorarea factorului ΔS, adică prin micșorarea gradului de dispersie al sistemului, procesul terminîndu-se prin stratificarea sistemului în două faze lichide.

Factorii principali, care determină rezultatul final al separării zgurei de mată, sînt viscozitatea și densitatea fazelor și, de asemenea, dimensiunea particulelor care decantează. Dependența vitezei medii de decantare de acești factori este exprimată prin relația lui Stokes :

$$V = \frac{2}{9}\,\frac{g}{\eta}\,(\rho_m - \rho_z)\,r^2 \qquad (2)$$

unde :

V este viteza de decantare a particulelor de mată ;
η — viscozitatea zgurei ;
ρ_m — densitatea matei ;
ρ_z — densitatea zgurei ;
r — raza particulelor de mată.

După cum se vede din relație, mărimea particulelor are o influență mare asupra vitezei decantării lor. Pentru aceasta, în vederea micșorării pierderilor de cupru este necesar să se creeze cele mai favorabile condiții, care contribuie la mărirea particulelor de mată dispersate în topitura de zgură.

Coalescența emulsiei de mată se realizează prin fuzionarea izotermică a particulelor mici în cele mari conform relației Gibbs-Tompson și prin absorbția particulelor mici de către cele mari, în urma întîlnirii lor, ca urmare a vitezelor diferite de mișcare [1]—[3].

Pentru determinarea numărului particulelor de mată necoagulate se poate folosi ecuația stabilită de P. Tuorila :

$$n = \left[1 - \left(\frac{r}{R}\right)^2\right]\frac{n_0}{Bt}\,(1 - e^{-Bt}) \qquad (3)$$

unde :

n este cantitatea de particule necoagulate ;
r, R — razele particulelor mari și mici ;
n_0 — cantitatea inițială a particulelor ;
B — volumul de atracție totală a particulelor mari în unitatea de timp ;
t — timpul de coagulare.

Dacă se ține seamă de sistemul polidispers, razele particulelor se pot calcula conform relației propuse de A. V. Sereghin :

$$R(r) = \frac{(R_1+R_2)n_1 + (R_2+R_3)n_2 + \ldots + (R_{m-1}+R_m)n_{m-1}}{n_1 + n_2 + \ldots + n_{m-1}} \qquad (4)$$

unde :

$R_1, \ldots, R_m$ reprezintă razele particulelor de diferite fracții ;
$n_1, \ldots, n_m$ — conținutul procentual al particulelor în sistem.

Volumul de atracție total al tuturor particulelor mari ale sistemului este :

$$B = Nb \qquad (5)$$

unde :

N este numărul particulelor mari în sistem ;
b — volumul de atracție individual.

Volumul de atracție secundar se calculează cu formula :

$$b = \frac{2\pi}{9}\,\frac{g}{\eta_{lz}}\,(\rho_m - \rho_z)\,r R^3\left[r + \frac{r}{R} - 2\left(\frac{r}{R}\right)^2 - \left(\frac{r}{R}\right)^3\right] \qquad (6)$$

unde :

r este raza particulei mici ;

R — raza particulei mari.

Relaţia lui P. Tuorila nu ia în considerare coalescenţa reciprocă a particulelor mari ; volumul de atracţie B s-a luat în calcule constant, în timp ce în realitate în procesul de coalescenţă se schimbă întrucîtva. Limitele acestei ecuaţii pot fi excluse folosind relaţia :

$$n_{n_{t\to 0}} = n_0 e^{-\left(\int_0^{t_1} B_1 dt + \int_0^{t_2} B_2 dt + \cdots + \int_0^{t_n} B_n dt\right)} \qquad (7)$$

În băile de zgură—mată, prin însuşi procesul de topire se dezvoltă diferite sisteme de curenţi turbionari. Datorită faptului că mata se separă la partea inferioară a băii şi că, în general, raportul mată — zgură este subunitar, masa acestor turbioane este constituită în majoritatea cazurilor din zgură, mata aflîndu-se în ele sub formă de particule dispersate în volumul zgurei.

Particulele de mată aflate în masa turbioanelor, datorită dimensiunii lor diferite, sub acţiunea forţei gravitaţionale şi a forţelor centrifuge care acţionează asupra turbioanelor se deplasează pe traiectorii diferite de traiectoriile de deplasare a volumelor ocupate iniţial. În felul acesta se creează posibilitatea întîlnirii întîmplătoare şi, ca urmare, posibilitatea coalescenţei particulelor de mată.

Acest proces, cu o anumită aproximaţie, se reduce în fond la coalescenţa particulelor de mată în urma întîlnirii lor prin deplasare haotică în volumul zgurei aflat în repaus (fig. 1).

În zgura lichidă se produc mişcări sub formă de curenţi de convecţie determinaţi de gradienţi de temperatură, de asemenea, prin fierberea băii metalice, prin barbotare şi prin amestecare la evacuarea din agregatul de elaborare sau prin curenţi de conducţie (în cuptoarele electrice).

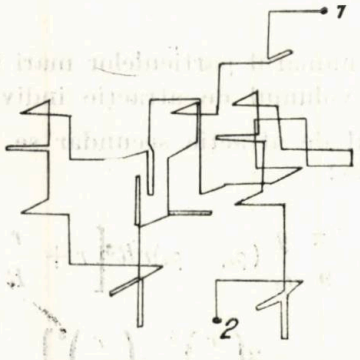


Fig. 1. Mişcarea particulelor de mată în volumul zgurei

Datorită agitaţiei rezultă gradienţi de viteză, cu creşterea cărora creşte intensitatea şi numărul ciocnirilor particulelor de mată. Viteza relativă între două particule corespunde relaţiei :

$$V'' = |X| \operatorname{grad} v \qquad (8)$$

în care X este distanţa între două particule în direcţia gradientului de viteză.

Definitivarea proceselor de matificare şi zgurificare în băile de decantare determină degajarea unei cantităţi importante de SO_2, germinarea fazei gazoase în volumul topiturii fiind asigurată de condiţia :

$$P_B = P_A + h\rho g + \frac{2\sigma}{r} \qquad (9)$$

unde :

P_B este presiunea totală în germenele gazos ;

P_A — presiunea atmosferică ;

$h\rho g$ — presiunea metalostatică ;

$\frac{2\sigma}{r}$ — presiunea necesară pentru a menţine interfaţa topitură — gaz.

Prin mişcarea particulelor gazoase spre suprafaţa topiturii, inevitabil o parte din acestea se ciocnesc cu particulele de mată fin dispersate. Rezultatul unor asemenea ciocniri este trecerea particulelor de mată la limita de separare trifazică zgură—mată—gaz şi ridicarea lor la suprafaţa topiturii.

Flotaţia particulelor de mată fin dispersate în volumul zgurei duce la concentrarea particulelor pe suprafaţa acesteia, mărindu-se în felul acesta probabilitatea ciocnirii şi fuzionării lor. Ca urmare a mai multor ciocniri, particulele de mată scoase pe suprafaţa zgurei pot avea dimensiuni mai mari decît particulele care se aflau în volum.

Relaţiile (1—9) asigură o descriere a procesului general de coalescenţă, fără să dea prea multe detalii cu privire la starea limită a procesului.

O importanţă deosebită în studiul procesului de coalescenţă o prezintă cunoaşterea distanţei dintre particulele de mată [3]. Pentru realizarea coalescenţei, particulele de mată trebuie să se întîlnească, fapt ce se poate realiza numai după parcurgerea distanţei dintre ele. Rezultatul coalescenţei şi separării particulelor de mată poate fi evaluat şi cu mărimea distanţei dintre particulele de mată rămase în zgură.

Distanţa dintre particulele de mată depinde de conţinutul de cupru în zgură. Cu scăderea conţinutului de cupru în zgură se măreşte distanţa dintre particulele de mată şi, ca urmare, se micşorează posibilitatea de întîlnire a acestora.

Sistemul de axe de coordonate se consideră X, Y, Z (fig. 2).

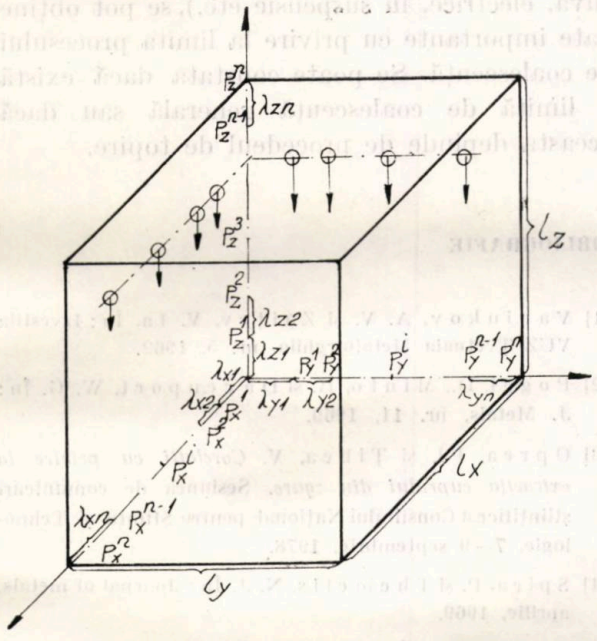


Fig. 2. Distanța dintre particulele de mată

Un volum oarecare de zgură în acest sistem este dat de relația:

$$V_z = l_x\, l_y\, l_z \tag{10}$$

Dacă pe direcția X se află n particule de mată, iar distanța dintre centrele a două particule succesive este λ_x, și dacă se notează cu n_{xi} numărul particulelor de mată care se află la aceeași distanță, λ_{xi} față de particulele anterioare, pentru direcțiile X, Y, Z, se poate scrie:

$$l_x = \sum_{i=1}^{n} n_{xi}\lambda_{xi} \tag{11}$$

$$l_y = \sum_{i=1}^{n} n_{yi}\lambda_{yi} \tag{12}$$

$$l_z = \sum_{i=1}^{n} n_{zi}\lambda_{zi} \tag{13}$$

Un volum oarecare de zgură V_z în acest caz este dat de relația:

$$V_z = \sum n_{xi}\lambda_{xi} \cdot \sum n_{yi}\lambda_{yi} \cdot \sum n_{zi}\lambda_{zi} \tag{14}$$

Dacă se consideră că particulele de mată sînt distribuite uniform în volumul zgurei, astfel încît sînt îndeplinite condițiile:

$$\sum n_{xi} = \sum n_{yi} = \sum n_{zi} = n \tag{15}$$

$$\lambda_{xi} = \lambda_{yi} = \lambda_{zi} = \lambda \tag{16}$$

relația (14) devine:

$$V_z = N\lambda^3 \tag{17}$$

Dacă r este raza medie a particulelor de mată dispersate în zgură, iar N numărul total al particulelor de mată dispersate, se poate scrie relația:

$$N = \frac{0{,}24\ \mathrm{Cu}}{r^3 \rho_m X_m} \tag{18}$$

unde:

ρ_m este densitatea matei;
X_m — conținutul de cupru din mată;
Cu — cantitatea de cupru conținută de cele N particule.

Volumul zgurei se poate exprima funcție de conținutul de cupru în zgură conform ecuației:

$$V_z = \frac{\mathrm{Cu}}{\rho_z(X_t - X_0)} \tag{19}$$

unde:

ρ_z este densitatea zgurei;
X_t — conținutul total de cupru în zgură;
X_0 — conținutul de cupru dizolvat.

Substituind valorile N și V_z din (18) și (19) în (17) se obține:

$$\lambda = 1{,}612\, r \sqrt[3]{\frac{\rho_m X_m}{\rho_z(X_t - X_0)}} \tag{20}$$

Din ecuația (20) se observă că pentru un anumit sistem zgură — mată distanța dintre particulele de mată dispersate în volumul zgurei lichide se mărește odată cu micșorarea conținutului total de cupru în zgură. Pentru $X_t = X_0$ distanța devine infinită (fig. 3). Punctul X_0 marchează nivelul pierderilor electrochimice.

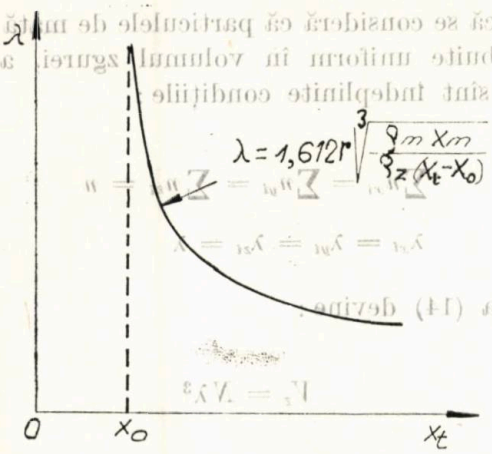


Fig. 3. Dependența distanței dintre particulele de mată de conținutul de cupru în zgură

Studiile diverșilor autori [4]—[7] arată că X_0 în condițiile topirii concentratelor cuproase poate crește de la 0,001 la peste 0,003, iar diametrul particulelor de mată în zgurele lichide variază în limite largi de la 5 la 100 microni sau chiar de la 1 la 200 microni.

Calcularea distanței dintre particulele de mată dispersate în volumul zgurelor cu relația (20) arată că aceasta este de ordinul 100—300 μm.

Aplicînd relația la procesele tehnologice de topire a concentratelor cuproase (topire în cuptoare cu reverberație, topire în cuptoare cu cuvă, electrice, în suspensie etc.), se pot obține date importante cu privire la limita procesului de coalescență. Se poate constata dacă există o limită de coalescență generală sau dacă aceasta depinde de procedeul de topire.

BIBLIOGRAFIE

[1] Vaniukov, A. V. și Zaițev, V. Ia. În: Izvestiia VUZ Țvetnaia Metallurghiia, nr. 5, 1962.

[2] Poggi, D., Minto, R. și Davenport, W. G. În: J. Metals, nr. 11, 1969.

[3] Oprea, Fl. și Țibea, V. *Corelații cu privire la extracția cuprului din zgure.* Sesiunea de comunicări științifice a Consiliului Național pentru Știință și Tehnologie, 7—9 septembrie, 1978.

[4] Spira, P. și Themelis, N. J. În: Journal of metals, aprilie, 1969.

[5] Lipin, B. V. În: Țvetnie metalli, nr. 9, 1957.

[6] Oprea Fl., Leaua, D., Ienciu, M. și Taloi, D. În: Revista de Chimie, nr. 5, 1971.

[7] Vaniukov, A. V. și Odineț, Z. K. În: Izvestiia VUZ Țvetnaia Metallurghiia, nr. 1, 1960.

Ing. Maria Constantinescu și ing. Olga Iulian
Institutul politehnic—București

Aliaje ternare fier-crom-nichel depuse galvanic din electroliți de cloruri și sulfați

CZ : 669.017.13 : 541.135

Aliajele ternare fier-crom-nichel depuse galvanic interesează în mod deosebit economia, datorită proprietăților pe care le au și anume : rezistență la coroziune, duritate mai mare decît a aliajelor obținute termic, viteză mică de oxidare, rezistență la tensionare, la temperatură ridicată [1]. Astfel, procedeul galvanic permite aplicarea unor straturi subțiri de aliaje (de cîțiva microni), cu proprietăți mult superioare metalului de bază, din care sînt confecționate piesele și aparatele, realizîndu-se însemnate economii de metale scumpe și deficitare.

La o primă analiză, obținerea catodică a aliajelor ternare fier-crom-nichel nu pare a fi dificilă. Fierul și nichelul se pot depune individual, ușor, iar cromul poate fi depus atît din băi pe bază de acid cromic, cît și din electroliți pe bază de săruri de crom trivalent. În plus, cromul formează cu aceste metale aliaje cu structură de soluție solidă, fapt care ar putea favoriza descărcarea simultană la un potențial mai electropozitiv decît cel la care se depune singur. Cu toate acestea, asemănarea structurii și a parametrilor rețelei cristaline nu este favorabilă unei descărcări ușoare, pentru cele trei metale, împreună.

Dificultatea obținerii aliajelor galvanice fier-crom-nichel este mai mult de ordin chimic decît electrochimic, legată de ușurința cu care precipită ionii de crom în stratul limită de difuzie.

Prezenta lucrare și-a propus stabilirea condițiilor optime, care să permită descărcarea concomitentă a fierului, cromului și nichelului din soluții de cloruri și sulfați.

Metodele de lucru și aparatura

Cercetările s-au efectuat într-o instalație obișnuită de electroliză. Temperatura electrolitului a fost menținută constantă cu o aproximație de $\pm 0{,}2$°C cu ajutorul unui sistem de termostatare.

În calitate de catozi s-au utilizat plăcuțe de cupru cu o suprafață activă de 1 cm^2. Catozii au fost în prealabil șlefuiți cu hîrtie de șmirghel, cu finețe din ce în ce mai mare, pînă la obținerea unei netezimi și a unui grad de luciu corespunzător, degresați cu carbonat de sodiu, spălați cu apă distilată și degresați în final cu acetonă.

S-a folosit un anod insolubil de platină, cu o suprafață activă egală cu cea a catodului.

Electroliții au fost preparați din reactiv pentru analiză și apă distilată. S-a lucrat cu un volum suficient de mare de soluție (250 cm^3), astfel încît variația compoziției acesteia să fie practic neglijabilă. *p*H-ul electrolitului a fost menținut constant și controlat cu un electrod de sticlă la un *p*H-metru electronic MV 11.

Compoziția aliajelor s-a determinat pe cale spectrofotometrică, utilizîndu-se un spectrofotometru de fluorescență PE 1540.

Date experimentale

S-au obținut straturi de aliaje ternare fier-crom-nichel cu grosimi de aproximativ 7 μm. Pentru unele determinări grosimea depunerii a variat de la 2 la 24 μm, mai ales pentru electroliții care conțineau metalele sub formă de sulfați.

Electrolit pe bază de cloruri. S-a utilizat un electrolit cu următoarea compoziție : clorură de crom ($CrCl_3 \cdot 10\ H_2O$) 250 g/l ; clorură de nichel ($NiCl_2 \cdot 6H_2O$) 46 g/l ; clorură feroasă ($FeCl_2 \cdot 4H_2O$) 30 g/l ; citrat trisodic ($C_6H_5O_7Na_3$) 70 g/l.

Electrolitul se utilizează imediat de la preparare pentru a se evita oxidarea ionilor feroși. Adaosul de citrat de sodiu are efect de complexare [2], [3].

Au fost depuse aliaje fier-crom-nichel la temperaturile de 30 și 60°C, variindu-se densitatea de curent în domeniul 5—40 A/dm^2. Rezultatele experimentale sînt prezentate în figura 1 și tabelul 1.

Din analiza curbelor redate se observă că mărirea densității de curent determină creșterea concentrației de fier și de crom în aliaj și scăderea concentrației de nichel. Astfel la 10 A/dm^2 și temperatura de 30°C se obține un aliaj cu următoarea compoziție : 49% fier, 7% crom și 44% nichel, iar la densitatea de curent de 40 A/dm^2 aliajul are următorul conținut : 60% fier, 27% crom și 13% nichel. Creșterea procentului de fier și crom în aliaj este mai spectaculoasă la densități de curent mici și medii (pînă la 25—30 A/dm^2).

Mărirea temperaturii de la 30 la 60°C are ca efect scăderea concentrației fierului și cromului din aliaj și ridicarea conținutului de nichel. Astfel, pentru densitatea de curent de 20 A/dm^2 la temperatura de 30°C aliajul are următoarea compoziție : 59% fier, 14% crom și 27% nichel. Ridicarea temperaturii la valoarea de 60°C

determină modificarea conținutului de metale în aliaj: 53% fier, 6% crom și 41% nichel.

Depunerile de aliaje obținute din electroliți pe bază de cloruri sînt aderente și ductile, dar

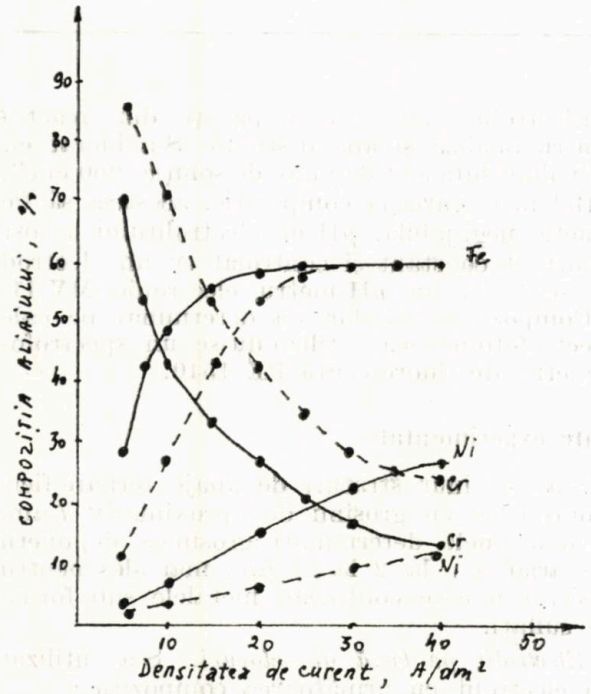


Fig. 1. Variația compoziției aliajelor fier-crom-nichel în funcție de densitatea de curent în electroliți pe bază de cloruri:
——— temperatura, 30°C
– – – temperatura, 60°C

Tabelul 1

Compoziția aliajelor ternare Fe-Cr-Ni și calitatea depunerii în funcție de densitatea de curent (30 °C). Electrolit pe bază de cloruri

Densitatea de curent, A/dm²	Compoziția aliajului, %			Aderența	Calitatea depunerii
	Fe	Cr	Ni		
5	28	3	69	Bună	Depunere fină, semilucioasă, acoperită cu un film închis la culoare care se îndepărtează ușor. Nefisurată
15	56	11	33	Bună	Depunere lucioasă, fină, acoperită cu un film de culoare închisă. Nefisurată
25	59	16	25	Bună	Depunere semilucioasă, fină, ductilă, nefisurată. Film închis la culoare pe suprafață
35	60	26	14	Bună	Depunere semilucioasă, grosieră, fără fisuri
50	61	28	11	Satisfăcătoare	Depunere grosieră, foarte puțin lucioasă, nefisurată

aceste calități se obțin într-un domeniu relativ îngust de densități de curent (7—25 A/dm²). Observațiile privind aspectul depunerilor sînt redate în tabelul 1. De asemenea, ele sînt subțiri, iar randamentul de curent este comparabil celui de la cromare, deseori prezentînd valori mai scăzute (sub 10%). Această comportare se datorează valorii foarte scăzute a *p*H-ului electrolitului (0,4—0,7).

Variația concentrației clorurii de nichel și a clorurii de fier nu afectează prea mult compoziția aliajului. Dublarea concentrației ionilor de crom în electrolit duce însă la înrăutățirea calității depunerii, datorită includerii de hidroxizi în depunerea de aliaj.

Concentrația citratului trisodic nu influențează compoziția aliajului pe un domeniu larg (de la 30 la 300 g/l), însă mărirea concentrației acestui compus peste 100 g/l duce la înrăutățirea calității depunerii.

Electrolit pe bază de sulfați. Electrolitul folosit a avut următoarea compoziție: 30 g/l sulfat de fier ($FeSO_4 \cdot 7H_2O$); 50 g/l sulfat de nichel ($NiSO_4 \cdot 7H_2O$); 350 g/l sulfat dublu de crom și amoniu ($CrNH_4(SO_4)_2 \cdot 12H_2O$); 30 g/l sulfat de aluminiu ($Al_2(SO_4)_3 \cdot 18H_2O$); 30 g/l acid boric ($H_3BO_3$); 5 g/l glicocol; 250 g/l complexon tetrasodic (sarea tetrasodică a acidului etilendiaminotetraacetic).

Complexonul tetrasodic este folosit ca adaos de complexare [4]. Au fost efectuate aceleași determinări ca și în cazul electroliților pe bază de cloruri. Rezultatele experimentale sînt prezentate în figura 2 și tabelul 2.

Creșterea densității de curent duce la creșterea conținutului de nichel în aliaj. Compor-

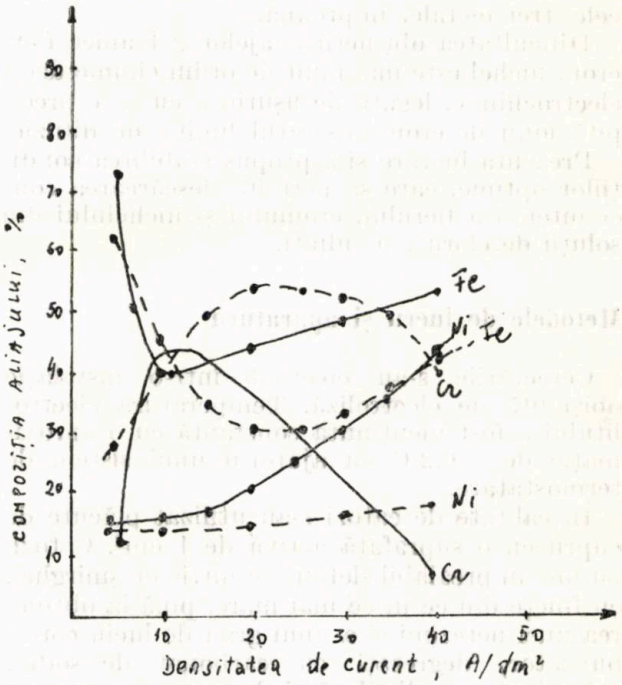


Fig. 2. Influența densității de curent asupra compoziției aliajelor fier-crom-nichel în electroliți pe bază de sulfați:
——— temperatura, 30°C
– – – temperatura, 60°C

Tabelul 2

Influența densității de curent asupra compoziției și calității aliajelor (30° C). Electrolit pe bază de sulfați

Densitatea de curent, A/dm²	Compoziția aliajului			Aderența	Calitatea depunerii
	Fe	Cr	Ni		
5	73	12	15	Bună	Depunere de culoare gri deschis, semilucioasă, textură fină. Nefisurată
15	41	42	17	Bună	Depunere de culoare gri deschis, lucioasă, textură fină. Nefisurată
25	46	29	25	Bună	Depunere lucioasă, uniformă, fără microfisuri
35	50	14	36	Satisfăcătoare	Depunere gri deschis, preferențială pe margini
40	51	6	43	Satisfăcătoare	Depunere gri, preferențială pe margini și mai închisă la culoare

tarea fierului și cromului sînt opuse. Astfel procentul de fier în aliaj scade brusc la densități de curent cuprinse între 8 și 13 A/dm², după care are loc o creștere lentă. Conținutul de crom în aliaj crește rapid la început, prezentînd un maxim în aproximativ același domeniu al densităților de curent (8—15 A/dm²) în care este minimul pentru fier, după care scade continuu. La densitatea de curent de 10 A/dm² se obține un aliaj ternar cu următoarea compoziție: 40% fier, 44% crom și 16% nichel.

Pentru densitatea de curent de 40 A/dm² conținutul metalelor în aliaj este diferit și anume: 51% fier, 6% crom și 43% nichel.

Creșterea temperaturii de la 30 la 60°C duce la scăderea conținutului de fier și nichel în aliaj și la creșterea procentului de crom. La densități de curent mici, influența temperaturii este slabă, modificările mari se resimt începînd cu densitatea de curent de 17 A/dm². Astfel, la 15 A/dm² și temperatura de 60°C aliajul ternar are compoziția: 44% fier, 42% crom și 14% nichel. Conținutul de nichel în aliaj variază foarte puțin cu densitatea de curent la această temperatură (de la 14% pentru densitatea de 5 A/dm² pînă la 18% pentru 40 A/dm²).

Depunerile obținute din electroliți pe bază de sulfați sînt aderente și cu un aspect plăcut. La densități de curent mici și medii, depozitele prezintă un aspect uniform lucios sau semilucios (tabelul 2). Luciul aliajelor crește cu densitatea de curent. La valori mai mari ale densității de curent probele prezintă depuneri preferențiale pe margini, cu tendință de exfoliere.

Proprietățile satisfăcătoare ale aliajelor fier-crom-nichel depuse galvanic din sulfați se mențin pînă la grosimi ceva mai mari (24 μm) decît cele din electroliți pe bază de cloruri (7 μm).

Concluzii

Electroliții pe bază de cloruri și mai ales cei pe bază de sulfați pot fi recomandați pentru obținerea depunerilor de aliaje ternare fier-crom-nichel de calitate bună. În funcție de condițiile de lucru, se pot obține aliaje a căror compoziție variază între limitele 12—73% fier, 2—54% crom și 13—86% nichel.

Principala dificultate la obținerea acestor aliaje o constituie înrăutățirea proprietăților mecanice și anticorosive pe măsura creșterii grosimii stratului. Electroliții pe bază de cloruri dau depuneri de calitate bună pentru grosimi mai mici (7 μm) decît cei pe bază de sulfați (24 μm). Datorită tensiunilor interne ce apar în straturi mai groase depunerile se fisurează și chiar se exfoliază.

Aliajele Fe-Cr-Ni depuse galvanic permit utilizarea oțelului slab aliat pentru confecționarea diferitelor piese și subansambluri, care ulterior vor fi acoperite cu aliaj, economisindu-se astfel oțeluri inoxidabile scumpe.

BIBLIOGRAFIE

[1] Brenner, A. În: *Eelectrodeposition of Alloys.* New York, Academic Press, 1963.

[2] Zitner, L. A., Rotinian, A. L. și Fedotiev, N. F. În: J. prikl. him., 40, nr. 2, 1967, p. 449.

[3] Zitner, L. A., Rotinian, A. L. și Fedotiev N. F. În: J. prikl. him., 41, nr. 10, 1968, p. 2201.

[4] Firoiu, C. și Iulian, O. În: Rev. de Chimie, 25, nr. 4, 1974, p. 307.

[5] Cisholm, C. U. și Carnegie, R. J. G. În: Plating, nr. 1, 1972, p. 518.

Bare din fontă turnate continuu—semifabricate cu multiple aplicații în construcția de mașini-unelte

CZ : 669—423 : 669.13

În construcția de mașini-unelte barele turnate din fontă cenușie cu grafit lamelar cu proprietăți de antifricțiune au o largă aplicabilitate.

Astfel, în producția de strunguri, reperele prelucrate din barele de fontă reprezintă circa 3—5% din greutatea totală a pieselor din fontă și circa 20—25% din numărul total al reperelor.

Cea mai mare parte a barelor se toarnă în prezent prin metode de turnare în nisip, prezentînd următoarele dezavantaje: aderențe de nisip pe suprafață; abateri dimensionale; adaosuri mari de prelucrare; goluri de contracție și porozități; diferență de duritate mare, între suprafață și miez, cu separare de lamele de grafit grosolan în centru; valori de rezistențe reduse la diametre mari; lungimi mici ale barelor turnate.

Dezavantajele de mai sus au putut fi atenuate prin turnarea în cochilă a barelor, rămînînd însă nesoluționate unele legate de adaosurile de prelucrare, defecte ascunse, coeficientul de utilizare a metalului etc.

Metoda turnării continue orizontale a barelor din fontă permite înlăturarea dezavantajelor amintite și obținerea unor bare cu suprafață netedă, cu dimensiuni constante, avînd o structură densă cu granulație fină, fără porozități și goluri de contracție. Lungimea lor este limitată numai de săgeată și de posibilitățile de manevrare.

Procedeul de turnare continuă conferă avantaje suplimentare prin reducerea considerabilă a rebutului, creșterea coeficientului de utilizare a metalului și o creștere indirectă a capacităților de prelucrare la beneficiari. Procedeul oferă posibilitatea obținerii unor profiluri variate de la cele mai simple bare cu secțiune rotundă sau pătrată, pînă la profiluri speciale cu secțiune complicată cu sau fără goluri interioare, oferind proiectanților și constructorilor de mașini un material cu calități deosebite.

În funcție de realimentarea cu fontă a cuptorului, turnarea poate fi continuată timp îndelungat, de regulă 8—14 h.

Înălțimea cuptorului de menținere joacă un rol important, deoarece prin presiunea metalostatică exercitată asupra interiorului încă lichid al barelor turnate asigură compensarea contracției și obținerea unei structuri compacte și omogene.

Conform măsurătorilor făcute de mai mulți autori [3]—[5], evoluția temperaturii superficiale a barei turnate comportă două faze conform diagramei din figura 1: prima cu răcire bruscă în cristalizor și o reîncălzire după ieșire datorită căldurii interioare a metalului încă lichid, care este mai mare decît căldura cedată în exterior.

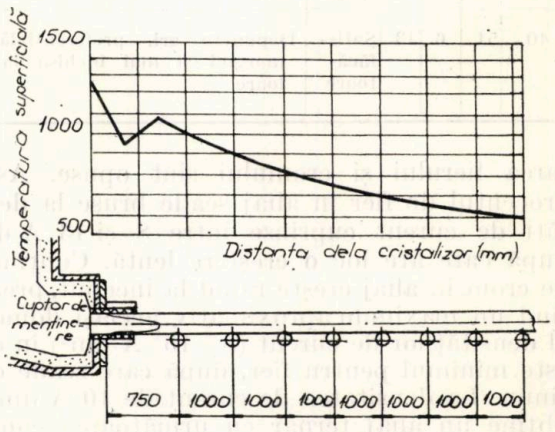


Fig. 1. Variația temperaturii superficiale cu distanța de la cristalizor

Faza a doua de răcire, între 950 și 723°C, se face în aer cu viteză mică de răcire (de cca. 100 ori mai mică decît în cristalizor), asigurînd formarea unei structuri predominant perlitice.

Conform datelor din literatură [7] programul de fabricație cuprinde profiluri simple — rotunde, pătrate, plate — pentru hidraulică, construcția de mașini-unelte și profiluri speciale.

Profilurile simple se execută la următoarele dimensiuni:

— bare rotunde Ø 20—500 mm;
— bare rotunde Ø ext. 35—450 mm, cu gol interior Ø int. 25—210 mm;
grosime de perete 5—40 mm;
— bare pătrate cu latura 200—500 mm;
— bare plate cu lățimea 20—600 mm și grosimea de 20—300 mm.

Lungimile de livrare se aleg de regulă la 1 000 sau 2 000 mm, stabilindu-se după regula de mai jos (fig. 2):

$$L_T = N \times L + 2(a_r + a_p) + (N - 1)(a_d + 2a_p),$$

N fiind numărul de bare (piese) finite.

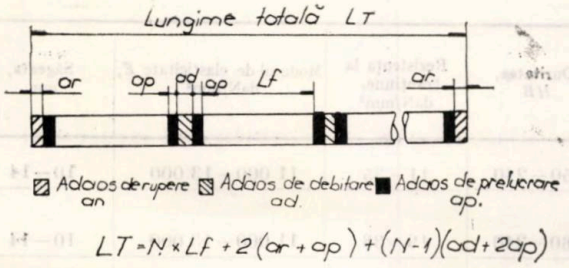


Fig. 2. Stabilirea lungimii de livrare funcție de adaosurile tehnologice

În cazul proiectării tehnologice a profilurilor speciale trebuie ținut seamă de următoarele indicații :

— profilurile trebuie să fie simetrice, avînd două laturi paralele ;

— lungimea minimă a laturii 30 mm și maximă 300 mm ;

— grosimea minimă de perete 15—20 mm ;

— lățimea profilului să nu depășească de cinci ori înălțimea ;

— razele de racordare mai mari de 3 mm ;

— adaosul minim de prelucrare de 3 mm.

Ca urmare a vitezelor de răcire și a existenței răcitorului din grafit apare în structură, la exterior, grafit fin de subrăcire, în asociere cu structura feritică și eventual rețele perlitice și eutectic fosforos. Spre centru crește proporția de perlită și respectiv mărimea lamelelor de grafit.

La diametre mai mici, la aceeași compoziție chimică, structura fină avantajează în mod net barele turnate continuu față de cele turnate în amestec. Grafitul eutectic fin interdendritic (5—10 microni) se modifică spre centru, ajungînd la 40—125 microni. Partea feritică scade de la exterior spre centru, la diametre mari ferita rămînînd însă predominantă.

Prin alierea cu staniu pînă la 0,4% se poate majora proporția de perlită în centrul barelor pînă la 90%.

Rezistența la tracțiune apreciată pe bare turnate continuu de Ø 30 la aceeași compoziție chimică este superioară cu 25—70% aceleiași fonte turnate în amestec de formare.

În general rezistența variază cu dimensiunile barelor turnate conform cu diagrama din figura 3 [6].

Duritatea crește de la margine, pe măsură ce crește proporția de perlită, pentru a scădea din nou spre centrul profilului, făcîndu-se resimțită în special la dimensiunile mai mari. Duritatea minimă de suprafață nu influențează comportarea în exploatare a pieselor, zona nedepășind 3—4 mm adaosul normal de prelucrare. Duritatea variază cu diametrul și structura barelor turnate conform diagramei din figura 4.

În afara utilizării fontei cenușii cu grafit lamelar, proprietățile fizico-mecanice ale barelor turnate continuu pot fi mult îmbunătățite prin aliere sau utilizarea fontei cu grafit nodular, realizîndu-se în acest fel semifabricate cu proprietăți deosebite, cu multiple utilizări în construcția de mașini.

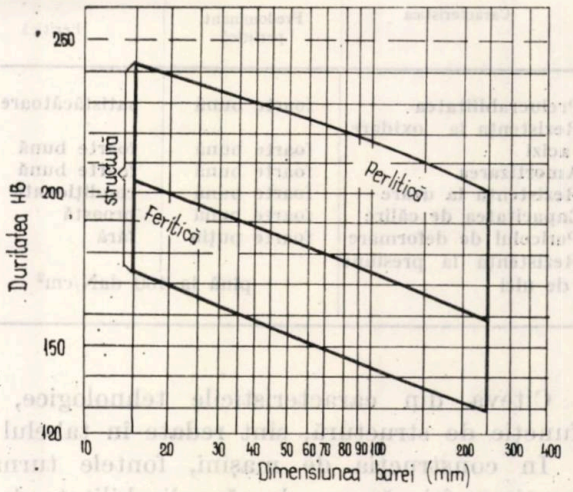


Fig. 3. Variația rezistenței la tracțiune cu dimensiunea barei turnate continuu

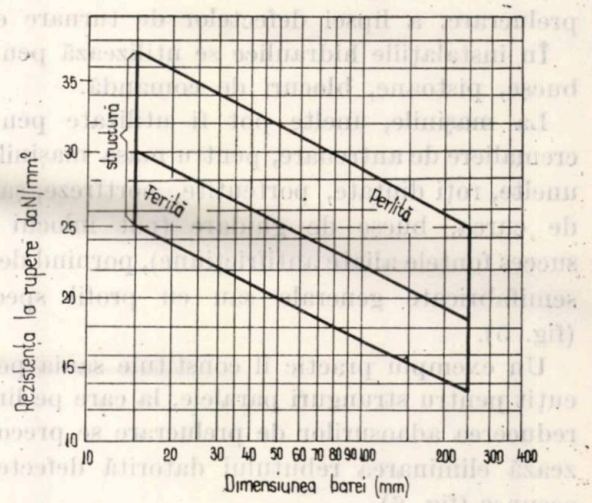


Fig. 4. Variația durității cu dimensiunea barei turnate continuu

Caracteristicile fizico-mecanice orientative ale diverselor tipuri de fontă sînt redate în tabelul 1.

Tabelul 1

Materialul	Structura	Duritatea, *HB*	Rezistența la tracțiune, daN/mm²	Modulul de elasticitate *E*, daN/mm²	Săgeata, mm
GG LK 25 (R.D.G.)	Perlitică	150—240	11—35	11 000—13 000	10—14
Fontă cu grafit lamelar, nealiată	Perlitică	160—240	19—38	11 000—13 000	10—14
Fontă cu grafit nodular, nealiată	Feritoperlitică Perlitică	140—320 302—311	38—70 72—84	16 500—18 500 —	— —

Tabelul 2

Caracteristica	Structura	
	Predominant perlitică	Feritică
Prelucrabilitatea	foarte bună	satisfăcătoare
Rezistența la oxidare/ acizi	foarte bună	foarte bună
Amortizarea	foarte bună	foarte bună
Rezistența la uzare	foarte bună	condiționată
Capacitatea de călire	foarte bună	proastă
Pericolul de deformare	foarte puțin	fără
Rezistența la presiune de ulei	până la 400 daN/cm²	

Cîteva din caracteristicile tehnologice, în funcție de structură, sînt redate în tabelul 2.

În construcția de mașini, fontele turnate continuu își găsesc o largă aplicabilitate datorită caracteristicilor lor superioare, a proprietăților tehnologice, a adaosurilor minime de prelucrare, a lipsei defectelor de turnare etc.

În instalațiile hidraulice se utilizează pentru bucșe, pistoane, blocuri de comandă.

La mașinile, unelte pot fi utilizate pentru cremaliere de antrenare, pentru masa mașinilor-unelte, roți dințate, portcuțite, portfreze, șaibe de curea, bucșe de ghidare (pot înlocui cu succes fontele aliate antifricțiune), pornind de la semifabricate generale sau cu profil special (fig. 5).

Un exemplu practic îl constituie sania portcuțit pentru strunguri paralele, la care pe lîngă reducerea adaosurilor de prelucrare se preconizează eliminarea rebutului datorită defectelor ascunse (fig. 6).

Datorită grosimii adecvate se obțin și durități corespunzătoare, respectiv structuri care asigură o bună rezistență la uzare.

Variația durității funcție de profil este reprezentată în figura 7.

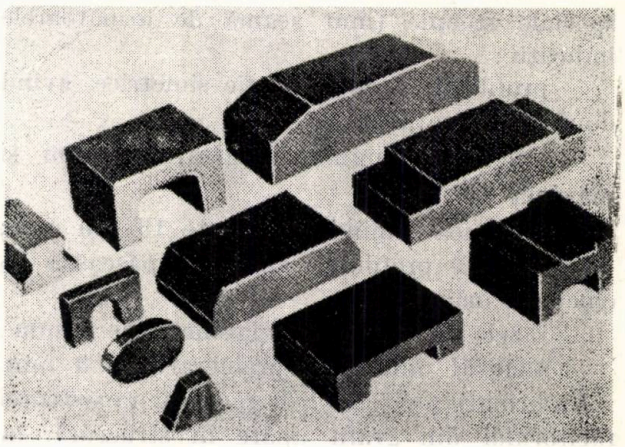


Fig. 5. Profiluri speciale turnate continuu

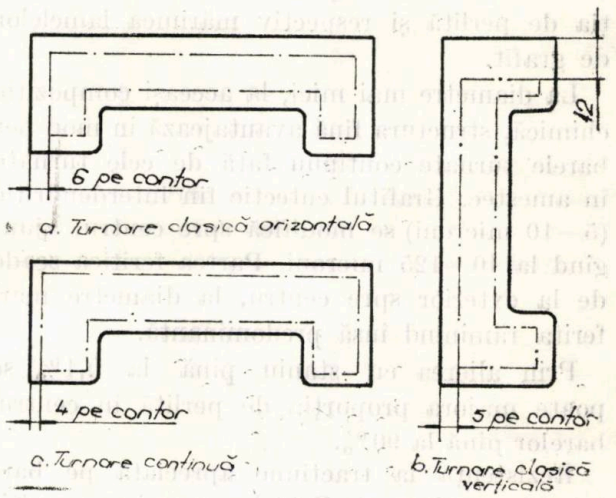


Fig. 6. Variante tehnologice de turnare a saniei portcuțit

Asupra barelor turnate continuu cu diametre de 30 mm s-au făcut probe de călire, utilizîndu-se următorul regim :

T călire	= 880—900°C ;
Mediu de răcire	= ulei ;
T revenire	= 400—420°C.

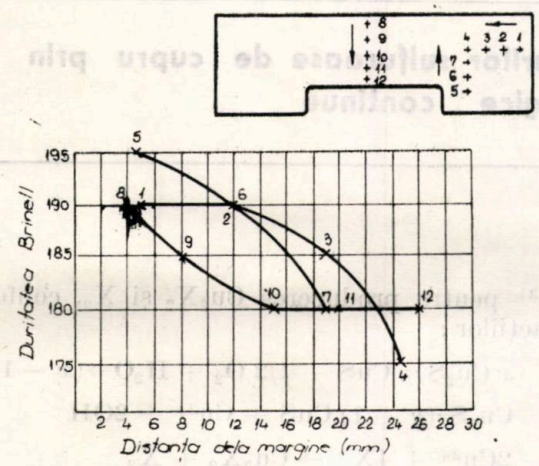


Fig. 7. Variaţia durităţii pe secţiunea saniei portcuţit, turnate continuu

Cu regimul de călire indicat s-au obţinut după călire durităţi cuprinse între 38 şi 45 *HRC* şi după revenire, rezistenţe de 32—36 daN/mm².

Datorită caracteristicilor fizico-mecanice ridicate a cvasiizotropiei lor pe secţiune — în special a celor aliate cu Sn, barele din fontă turnate continuu îşi găsesc o aplicabilitate din ce în ce mai mare în construcţia de maşini-unelte.

Extinderea utilizării barelor din fontă turnate continuu poate conduce la economii însemnate de metal şi manoperă, concomitent cu eliminarea defectelor de turnare şi a rebuturilor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Mjassojedo , A. N. În: Liteinoe proizvodstvo, 1952, nr. 11, p. 2—5.

[2] * * * *Continuous Casting of Iron Bar.* În: Machinery, 1954, nr. 2155, p. 506—507.

[3] Kunz, H. *Die Gefügeausbildung des Graugusses beim Stranggiessen.* În: Technische Rundschau, nr. 36, 1962, p. 17—21.

[4] Krall, H. A. şi Koch, H. A. *Gusseisen-Strangguss.* Düsseldorf, Zentrale für Gussverwendung.

[5] Schulze, E. *Einfluss der Erstarrung und der eutektoiden Umwandlung auf die Gefügeausbildung.* Lucrare de diplomă. Academia din Freiberg, 1971.

[6] * * * *Strangguss, Kokillenguss, Hydraulikguss.* Prospect Fa. von Roll AG, 4710 Klus, R.F.G.

[7] * * * *Liefersortiment, konstruktive Gesichtspunkte und Werkstoffragen.* Prospect VEB GISAG, Kokillengiesserei Mölkau, R.D.G.

Ing. M. Marghescu
Combinatul de utilaj greu—Cluj-Napoca

Considerații privind prelucrarea minereurilor sulfuroase de cupru prin procedee pirometalurgice continue

CZ : 669.3 : 669.053.2

Prelucrarea minereurilor sulfuroase de cupru prin procedeele pirometalurgice discontinue : topirea în cuptoare cu reverberație, topirea autogenă în suspensie (procedeele Outokumpu, I.N.Co) se realizează în trei etape de bază : topirea în vederea obținerii matei cuproase, zgurificarea fierului în convertizor și convertizarea matei albe la cupru negru (prin topire cu reacție).

În ultimii ani pe plan mondial s-au pus la punct o serie de procedee pirometalurgice continue de prelucrare a concentratelor sulfuroase de cupru : Worcra, Noranda, Mitsubishi și altele, care oferă soluții de maximă eficiență pentru reducerea consumului de energie și atenuarea poluării mediului [1].

Tratamentul acestor minereuri cuprinde două etape de bază : concentrarea și extragerea metalului.

Particularitățile mecanismului de concentrare prin flotație a minereurilor sulfuroase de cupru. Concentrarea minereurilor de cupru, al căror conținut metalic nu depășește decît foarte rar 4—5% Cu și care uneori scade sub 0,4% Cu, permite să se furnizeze metalurgiei produse îmbogățite, cu conținuturi ridicate de cupru (20—50% Cu).

Scăderea permanentă a conținutului de cupru din minereuri reclamă îmbunătățirea tehnologiilor actuale de preparare în scopul obținerii de concentrate de calități corespunzătoare, adecvate prelucrării prin procedee metalurgice continue.

Tehnologiile de concentrare sînt diferite, dar rolul esențial îl are flotația, cel mai bine adaptată particulelor utile (sulfuri de cupru) fin diseminate în masa minereului. Regimul de flotație este legat de utilizarea xantaților, dithiofosfaților (colectori), a uleiului de pin (spumant) la un $pH > 9$, în prezența varului. Dificultăți de flotare apar în cazul sulfurilor duble de cupru și fier (calcopirită și bornit) și în prezența piritei și pirotinei. Aerarea suspensiei înaintea flotației realizează depresarea piritei și pirotinei, conducînd la creșterea conținutului de cupru al concentratului.

În ceea ce privește interacțiunea dintre xantați și sulfuri se admite ipoteza coadsorbției xantatului cupros (Cu_2X_2) și a dixantatului (X_2) [2]. De asemenea, trebuie remarcat rolul esențial al oxigenului și furnizarea de ioni Cu^{2+} și Fe^{3+} pentru producerea Cu_2X_2 și X_2, conform reacțiilor :

$$x\,Cu_2S \cdot y\,CuS + 1/2\,O_2 + H_2O \rightarrow (x-1)$$
$$Cu_2S \cdot (y+1)\,CuS + Cu^{2+} + 2OH^-$$
$$2Cu^{2+} + 4X^- \rightarrow Cu_2X_2 + X_2$$
$$2Cu_2S + X_2 \rightarrow 2CuS + Cu_2X_2$$

Oxigenul poate fi un factor de control important în flotația selectivă a cuprului (fig. 1). În cazul piritei pentru care dixantatul are rol de colector se regăsește rolul menționat al oxigenului :

$$2X^- + 2Fe(OH)_3 + 6H^+ \rightarrow X_2 + 2Fe^{2+} + 6H_2O$$

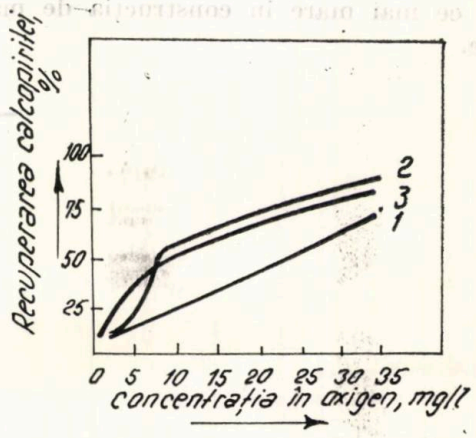


Fig. 1. Recuperarea calcopiritei în funcție de concentrația în oxigen dintr-un amestec calcopirită + cuarț

1 — xantat 10 g/t; *2* — xantat 100 g/t; *3* — xantnt 1 000 g/t

Pirita va fi deci depresată preferențial în prezența unei soluții saturate în oxigen, prin precipitarea accelerată a hidroxidului de fier chiar la suprafața mineralului, împiedicînd adsorbția dixantatului.

Pentru minereurile sulfuroase de cupru bogate în pirită este necesar adaosul de var pînă la un $pH > 7$ (pirita avînd punctul izoelectric la $pH = 7$, la pH-uri mai ridicate se va încărca negativ). Pirita se poate depresa și prin adaos redus de cianură, cînd se formează $Fe(CN)_6^{4-}$ (din CN^- și Fe^{2+}), care va interacționa cu ionii Fe^{3+} de la suprafața piritei, rezultînd un

compus insolubil de tip $Fe_4[Fe(CN)_6]_3$. În aceste condiţii cantitatea de fier disponibilă pentru oxidarea X^- în X_2 fiind redusă, flotaţia piritei va fi redusă.

Minereurile sulfuroase de cupru (sub formă de calcopirită) pot fi flotate şi prin utilizarea aminelor. În acest caz, se presupune un schimb ionic între ionii de hidrogen şi ionul RNH^{2+} sau o adsorbţie simultană a ionilor OH^- şi RNH^{2+}. Flotaţia cu hexadecilsulfat de sodiu este posibilă între pH = 2—14 şi la o concentraţie a colectorului de 200 mg/l. În aceste condiţii pe suprafaţa minereului se formează un strat dublu de colector, grupările polare ale celui de-al doilea strat fiind orientate spre soluţie, ceea ce explică consumul ridicat de colector.

Cîteva particularităţi în flotaţia calcopiritei [3] sînt ilustrate în figurile 2 şi 3. Din figura 2

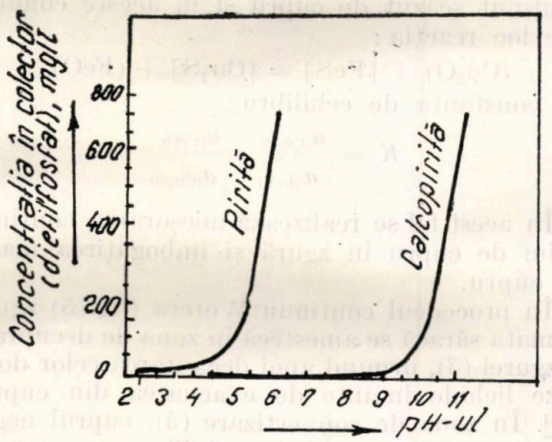


Fig. 2. Valoarea pH-ului critic la flotaţia calcopiritei

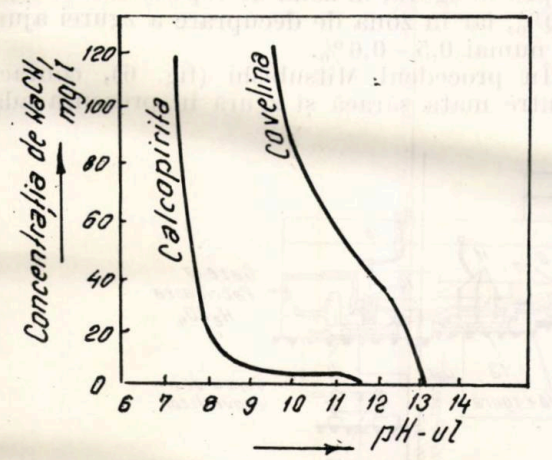


Fig. 3. Corelaţia dintre concentraţia critică de NaCN şi pH la flotaţia calcopiritei

rezultă că există un pH critic (care depinde de natura mineralului, colectorului şi de temperatură) sub care nici un mineral nu flotează.

Curbele (fig. 2) reprezentînd condiţiile de flotabilitate pentru pirită şi calcopirită s-au trasat pentru $(X^-)\cdot(H^+)$ = const., H^+ şi X^- fiind concentraţiile hidrogenului, respectiv ale colectorului.

Înaintea flotaţiei selective a sulfurilor de cupru poate fi practicată şi o flotaţie globală a acestora şi a piritei.

Particularităţile termodinamice şi tehnologice de prelucrare metalurgică. La topirea continuă a concentratelor cuproase se disting cinci componenţi de bază: cupru, fier, siliciu, sulf şi oxigen. Numărul minim de faze care rezultă la topirea pentru mată este egal cu trei: mată, zgură şi gaz. Aplicînd legea fazelor, rezultă un număr de patru grade de libertate: temperatura, presiunea oxigenului, presiunea SO_2 şi activitatea FeO. În cadrul topirii continue a concentratelor cuproase se poate considera că presiunea SO_2 şi activitatea FeO sînt constante. În aceste condiţii se poate calcula, pe baza datelor termodinamice, dependenţa presiunii oxigenului de temperatură [5].

Dreapta $A - A$ (fig. 4) corespunde condiţiilor de echilibru dintre mată şi cuprul negru,

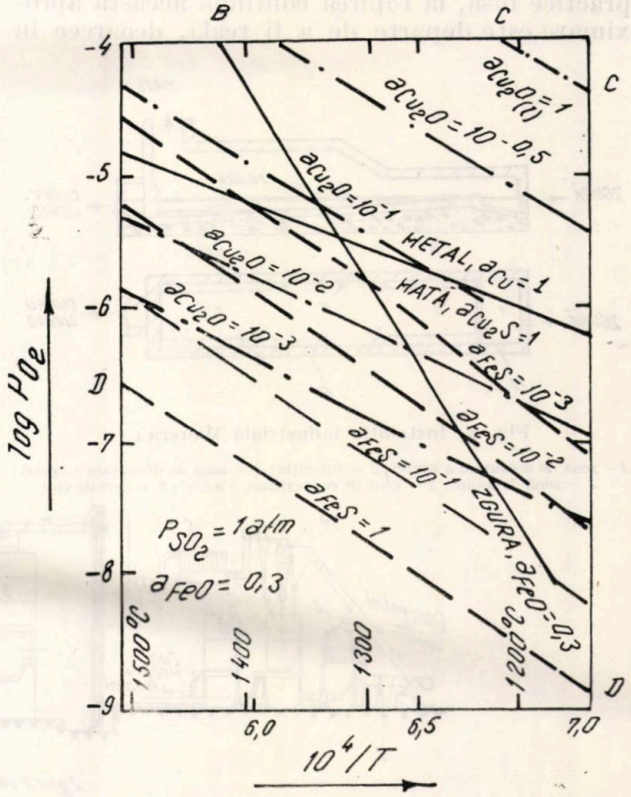


Fig. 4. Condiţiile de echilibru termodinamice ia prelucrarea concentratelor cuproase prin procedee continue

iar dreapta $B - B$, echilibrului zgură-magnetită, conform reacţiilor:

$$Cu_2S_{(l)} + O_2 = 2Cu_{(l)} + SO_2$$

$$6FeO_{(l)} + O_2 = 2Fe_3O_4$$

Pentru zgura saturată în SiO_2 și Fe_3O_4 la $p_{SO_2} = 1$ atm și $a_{FeO} = 0{,}3$, intersecția dreptelor $A - A$ și $B - B$ corespunde temperaturii de 1 327°C la care coexistă patru faze condensate ($Cu_2S_{(l)}$, $Fe_3O_{4(s)}$, $FeO_{(l)}$ și $Cu_{(l)}$), conform reacției:

$$Cu_2S_{(l)} + 2Fe_3O_{4(s)} = 6FeO_{(l)} + 2Cu_{(l)} + SO_2$$

La această temperatură presiunea SO_2 are valoarea $\sim 3{,}5 \cdot 10^{-6}$ atm calculată din relația:

$$p_{SO_2} = K \cdot \frac{a_{Cu_2S_{(l)}}}{a^6_{FeO_{(l)}}}$$

Dreptele $C - C$ și $D - D$ corespund reacțiilor:

$$4Cu_{(l)} + O_2 = 2Cu_2O_{(l)}$$

$$2FeS_{(l)} + 3O_2 = 2FeO_{(l)} + 2SO_2$$

$$3FeS_{(l)} + 5O_2 = Fe_3O_{4(s)} + 3SO_2$$

dacă se consideră că activitățile termodinamice ale Cu_2O și FeS sînt egale cu 1. În condiții practice însă, la topirea continuă această aproximare este departe de a fi reală, deoarece în zgura fero-silicioasă nici unul din acești compuși nu poate exista în stare pură.

Oxidul cupros (Cu_2O) poate reacționa cu oxidul de fier, formînd compusul $CuFeO_2$ cu $a_{Cu_2O} < 1$. De asemenea FeS dizolvă o cantitate destul de mare de oxigen.

Din datele prezentate în figura 4 rezultă că, la echilibrul dintre mata albă (Cu_2S) și cuprul negru, activitatea Cu_2O este mai mică decît 1, valoarea acesteia micșorîndu-se odată cu creșterea temperaturii.

Valorile activității Cu_2O în zgură, determinate de diferiți autori la temperatura de 1 300—1 400°C, nu concordă datorită numeroaselor dificultăți experimentale.

În procedeele continue de obținere a cuprului, zgurele bogate în cupru, care se formează în zonele de convertizare a matei (la mata albă și cupru negru), vin în contact cu mata cu conținut scăzut de cupru și în aceste condiții are loc reacția:

$$(Cu_2O) + [FeS] = [Cu_2S] + (FeO)$$

cu constanta de echilibru:

$$K = \frac{a_{[Cu_2S]}}{a_{[FeS]}} \cdot \frac{a_{(FeO)}}{a_{(Cu_2O)}}$$

În acest fel se realizează micșorarea conținutului de cupru în zgură și îmbogățirea matei în cupru.

În procedeul continuu Worcra (fig. 5) zgura și mata săracă se amestecă în zona de decuprare a zgurei (*3*), urmînd apoi decantarea celor două faze lichide înainte de evacuarea din cuptor [6]. În zona de convertizare (*5*), cuprul negru și mata albă se află în echilibru cu o zgură bogată în cupru (10—12% Cu). Conținutul de cupru în zgură, în zona de topire, este de 3,0—5,0%, iar în zona de decuprare a zgurei ajunge la numai 0,5—0,6%.

În procedeul Mitsubishi (fig. 6), contactul dintre mata săracă și zgură în prezența adao-

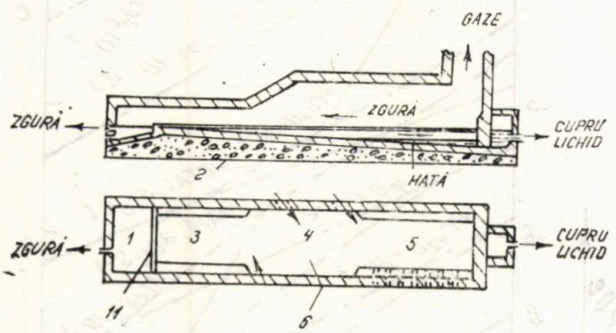


Fig. 5. Instalația industrială Worcra:

1 — zonă de decantare a zgurei; *2* — fundație; *3* — zonă de decuprare a zgurei; *4* — zonă de topire; *5* — zonă de convertizare a matei; *6* — guri de vînt

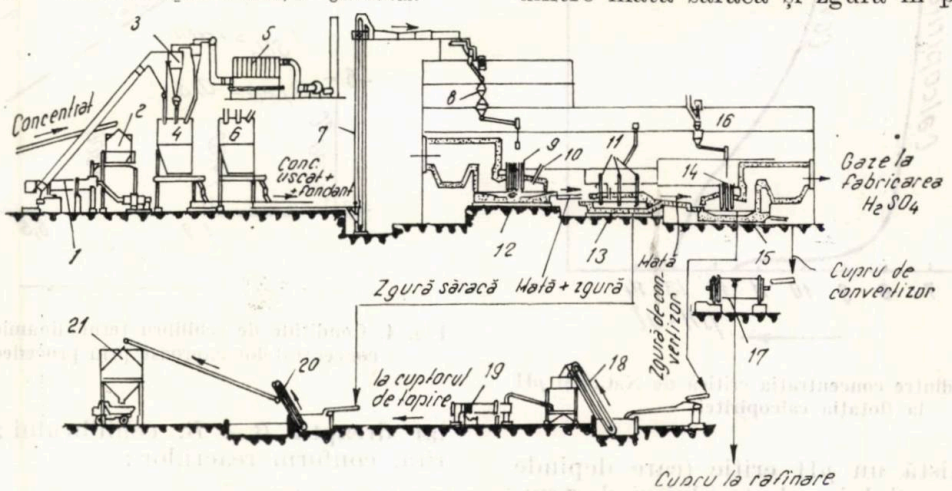


Fig. 6. Instalația industrială Mitsubishi:

1 — cuptor rotativ de uscare; *2* — cuptor de uscare în suspensie; *3* — cicloane de desprăfuire; *4* — concentrat uscat; *5* — filtre—saci; *6* — fondant; *7* — elevator cu cupe; *8* — buncăre pentru încărcătură; *9* — lănci pentru insuflarea amestecului concentrat + fondant + aer + oxigen; *10* — arzător; *11* — electrozi; *12* — cuptor de topire; *13* — cuptor de decuprare a zgurei; *14* — lănci pentru insuflarea fondantului, aerului și oxigenului; *15* — cuptor de convertizare; *16* — buncăr pentru fondanți; *17* — mixer; *18* — instalație de granulare a zgurei de convertizor; *19* — cuptor de uscare pentru zgura de convertizor; *20* — instalație de granulare a zgurei

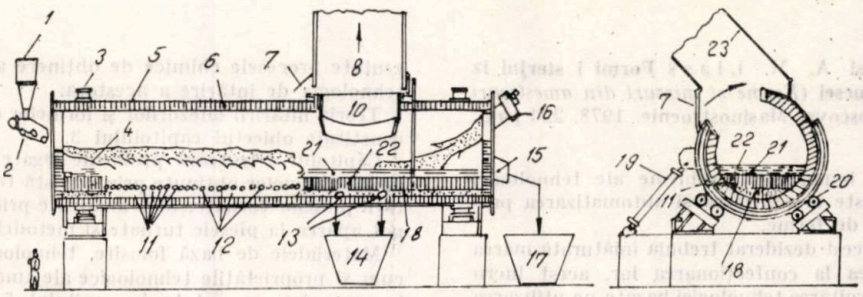


Fig. 7. Instalaţia industrială Noranda:

1 — buncăr de alimentare cu concentrate şi fondanţi; *2* — dozator; *3* — inel de susţinere; *4* — arzător; *5* — căptuşeală refractară; *6* — carcasă de oţel; *7* — clapetă; *8* — gaze; *9* — tijă pentru măsurarea nivelului topiturii; *10* — orificiu de evacuare a gazelor; *11, 12* — guri de vînt; *13* — orificii de evacuare a matei albe şi a cuprului; *14* — oală pentru mată albă (sau cupru negru); *15* — jgheab de evacuare a zgurei; *16* — arzător; *17* — oală de zgură; *18* — cupru negru; *19* — mecanism de rotire a cuptorului (cu 48°); *20* — role de susţinere; *21* — zgură; *22* — mată; *23* — hotă

sului de pirită se realizează într-un cuptor electric (*13*), situat între cuptorul de topire (*12*) şi cel de convertizare (*15*). La echilibrul termodinamic dintre cele două faze conţinutul de cupru în zgura de haldă poate ajunge la 0,4—0,6%.

În cadrul procedeului Noranda (fig. 7) se realizează echilibrul între cuprul negru, mata albă şi zgură, care favorizează reducerea conţinutului de cupru în zgură [9]. Zgura are totuşi un conţinut ridicat de cupru, care se recuperează prin flotaţia acesteia (după măcinare), obţinîndu-se un concentrat bogat în cupru (~40% Cu) şi un reziduu cu 0,5—0,55% Cu. În cadrul acestui procedeu potenţialul de oxigen al zgurei se reglează cu ajutorul gazelor reducătoare insuflate la capătul cuptorului prin arzătorul

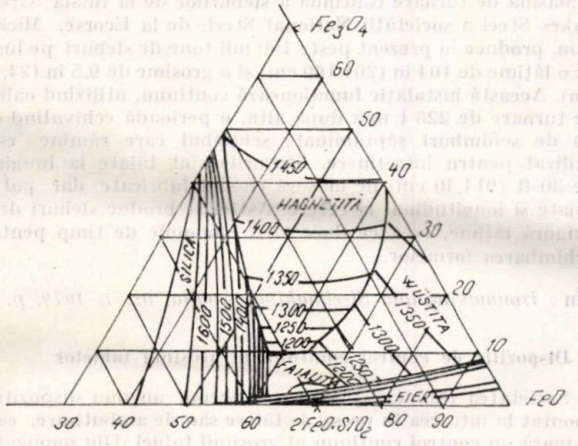


Fig. 8. Diagrama ternară $FeO-Fe_3O_4-SiO_2$

(*16*). Totuşi conţinutul de cupru în zgură scade prea încet şi zgura trebuie supusă flotaţiei pentru recuperarea cuprului. Zgurele de tip Noranda au un conţinut de ~9,5% Fe_3O_4 şi ~23% SiO_2, [10], corespunzînd compoziţiei eutecticului ternar din sistemul $FeO-Fe_3O_4-SiO_2$ (fig. 8). În acest mod pierderile de cupru cu zgurele (după flotaţie) ajung la numai 1,65% la un conţinut de cupru de 0,55% în reziduul de flotaţie.

Procedeele continue de topire a concentratelor cuproase sînt de mare perspectivă, avînd în vedere randamentele mari de extragere a cuprului (97,8% în procedeul Worcra şi 98,3% procedeul Noranda), precum şi alte avantaje în comparaţie cu procedeele clasice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Oprea, Fl. *Procedee speciale în metalurgia metalelor neferoase.* Bucureşti, Editura tehnică, 1975.

[2] Cuyper, J. La concentration des minerais de cuivre. În: ATB — Métallurgie, vol. XI, nr. 1, 1971.

[3] Blazy, P. Valorisation des minerais. Paris, 1970.

[4] Johansen, E., Rosenqvist, T. şi Torgersen, P. T. *On the thermodynamics of Continuous Copper Smelting.* În: J. of Metals, nr. 9, 1970, p. 39—47.

[5] Stevens. Bruce *Continuous Copper Smelting.* În: Chem and Process Eng., nr. 1, 1972, p. 28—30.

[6] * * * *Mitsubishi's Continuous Copper Smelting Process Goes on Stream.* În: Eng. and Mining J., nr. 8, 1972, p. 66—68.

[7] * * * *Mitsubishi Process Economical and Pollution Free.* În: ICI News, nr. 21, 1975, p. 2—4.

[8] Hallett Geoffrey, D. *Continuous Copper Smelting Process Uses Single Vessel.* În: Chem. Eng., nr. 9, 1976, p. 62—64.

[9] Brittingham Geoffrey, I. *Continuous Smelting and Converting for Copper and Nickel Technology.* În: Austral. Mining, nr. 8, 1973, p. 30—32; 34—36; 42—43.

Dr. ing. Lucia Tocaci şi dr. ing. P. Moldovan
Institutul politehnic—Bucureşti

S. S. Jukovski și A. M. Liass **Formi i sterjni iz holodnotverdeiușcih smesei** (*Forme și miezuri din amestecuri cu întărire la rece*). Moscova, Mașinostroenie, 1978, 224 pag., 80 tab., 93 fig.

Una din cele mai importante probleme ale tehnologiei moderne de turnare este mecanizarea și automatizarea producției de miezuri și de forme.

Pentru a îndeplini acest deziderat trebuia înlăturată marea dificultate care apărea la confecționarea lor, acest lucru realizîndu-se prin dezvoltarea tehnologiei bazate pe utilizarea amestecurilor cu întărire la rece.

Prin folosirea amestecurilor cu întărire la rece se îndeplinesc o serie de condiții tehnice, ca : lucru mecanic minim pentru îndesarea amestecului, întărirea amestecului se realizează fără încălzire, proprietăți mecanice ridicate și higroscopicitate scăzută. Ca urmare a marii dezvoltări pe care a luat-o folosirea acestor amestecuri în lume, începînd cu deceniul al șaptelea, a apărut necesitatea publicării unei lucrări care să sintetizeze cercetările teoretice și practice făcute în acest domeniu.

Lucrarea îndeplinește această grea misiune, cuprinzînd : cercetări făcute de către autori în condiții de laborator, de producție, precum și datele mai importante publicate în ultimii 10 ani din literatura de specialitate.

Structurată în șapte capitole, lucrarea abordează teoria și practica confecționării miezurilor din amestecuri cu întărire la rece.

În capitolul 1 se face o caracterizare generală a principiilor de obținere a lianților și nomenclatorul amestecurilor cu întărire la rece. Capitolul 2 prezintă lianții sintetici folosiți pentru obținerea amestecurilor cu întărire la rece. Sînt prezentate procesele chimice de obținere a lianților sintetici și tehnologia de întărire a acestora.

Teoria întăririi miezurilor și formelor din aceste amestecuri constituie obiectul capitolului 3.

Capitolul 4 tratează probleme legate de influența miezurilor și formelor obținute prin această tehnologie asupra calității pieselor turnate. Sînt analizate principalele defecte care pot apărea la piesele turnate și metodele de prevenire a lor.

Materialele de bază folosite, tehnologia de obținere, precum și proprietățile tehnologice ale amestecurilor cu întărire la rece sînt prezentate în capitolul 5.

Tehnologiile de executare a miezurilor și a formelor sînt tratate pe larg în capitolul 6. Totodată în acest capitol este prezentată problema regenerării amestecurilor cu întărire la rece, precum și efectul economic care apare la folosirea acestor amestecuri. Ultimul capitol al lucrării prezintă probleme legate de tehnica securității și protecției muncii : degajarea gazelor, care se produce la întărirea formelor și a miezurilor, precum și acțiunea acestui amestec asupra pielei (la contactele directe).

Lucrarea are o mare importanță teoretică, concentrînd o serie de teorii privind întărirea amestecurilor la rece, avînd deci și un caracter didactic. Totodată prin numeroasele date obținute de autori și prezentate la un înalt nivel științific, lucrarea prezintă o mare importanță pentru practicieni atît ca date de referință, cît și pentru alegerea unor noi soluții legate de folosirea amestecurilor cu întărire la rece. Menționăm că lucrarea poate fi consultată de către inginerii de la Facultatea de metalurgie — Secția turnătorie, precum și de inginerii tehnologi de specialitate.

Ing. *S. Cocolaș*

DOCUMENTARE

Nigeria va avea o siderurgie națională

Prima oțelărie din Nigeria, a cărei capacitate de producție se va ridica la 1,5 mil. t oțel brut, va fi construită cu ajutorul U.R.S.S. în apropierea orașului Abeokuta (Statul Kwara). Uzina va fi aprovizionată cu materii prime provenind de la zăcămintele de minereu de fier și cărbune din țară. Construcția acestui obiectiv a început în 1976, iar intrarea lui în funcțiune este prevăzută pentru 1981. O a doua oțelărie, construită cu ajutor R.F.G., este amplasată în apropierea portului Warri (Statul Bendel). Darea în funcțiune a uzinei, a cărei capacitate de producție anuală va fi de 1 mil. t oțel brut, este prevăzută pentru semestrul II 1981. Ea va dispune de un port propriu și va fi aprovizionată cu minereu de fier, la început din Liberia, Marea Britanie și R.F.G., iar ulterior îndeosebi din Guineea, unde Nigeria participă la construirea unei mine de fier.

(În : *Biuletyn Informacyjny, Polonia, nr. 1, 1979*)

Indicatori de bază ai producției de furnal, la scară anuală, obținuți la cele mai mari combinate din U.R.S.S.

Combinatul	Consumul mediu de cocs, kg/t	Cantitatea de gaze naturale, m³/t	Cantitatea de oxigen la 1 t fontă brută, m³/t	Utilizarea volumului util, m³/t · zi	Temperatura vîntului, °C
Cerepoveț	457	90	105	0,454	1064
Magnitogorsk	458	100	95	0,459	1163
Novolipețk	457	128	122	0,489	1116
Zaporojstal	467	95	69	0,519	1134
Nijnii-Taghil	483	100	46	0,546	1123

(În : *Stal, U.R.S.S., nr. 2, 1978*)

Cele mai late sleburi din oțel din lume

Mașina de turnare continuă a sleburilor de la filiala Great Lakes Steel a societății National Steel, de la Ecorse, Michigam, produce în prezent peste 100 mii tone de sleburi pe lună cu o lățime de 104 in (264,160 cm) și o grosime de 9,5 in (24,13 cm). Această instalație funcționează continuu, utilizînd oalele de turnare de 225 t una după alta, o perioadă echivalînd cu 20 de schimburi săptămînal ; schimbul care rămîne este utilizat pentru întreținere. Sleburile sînt tăiate la lungimi de 30 ft (914,40 cm) pe măsură ce sînt fabricate, dar pot fi tăiate și longitudinal la cerere. Astfel se produc sleburi de o singură lățime, ceea ce duce la o economie de timp pentru schimbarea formelor.

(În : *Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 1, 1979, p. 7*)

Dispozitiv de control continuu al grosimii tablelor

Societatea franceză Bertin a conceput un nou dispozitiv, montat la intrarea în presa de tăiere sau de ambutisare, care asigură un control continuu al grosimii tablei. Din momentul în care tabla depășește limitele fixate, se declanșează un sistem de alarmă și presa se oprește automat. Dispozitivul permite evitarea deteriorării costisitoare a utilajelor, frecventă în cursul introducerii tablelor neconforme limitelor impuse.

Măsurarea este efectuată fără contact, deci fără riscul deteriorării suprafeței tablelor controlate cu ajutorul palpatoarelor-urmăritoare Bertin. Aceste aparate sînt detectoare pneumatice asociate unor captatoare de deplasare electronică, ce asigură o precizie de măsurare 1/100 mm și pot accepta table cu grosimea variabilă pînă la mai mulți milimetri fără diminuarea preciziei de măsurare.

(În : *Revue de Métallurgie, Franța, nr. 12, 1978, p. 732*)

Țevi pentru proiectul MEGAL

Sectorul Oțel al societății franceze Pont à Mousson a înregistrat o comandă de 17 mii t țevi cu diametrul de 1 100 mm pentru R.F.G., în cadrul proiectului MEGAL, destinat transportului de gaze naturale provenind din U.R.S.S. și Iran, începînd din 1980—81. Conducta de gaze va traversa Cehoslovacia, Austria și R.F.G., de la est la vest, intrînd în Franța prin regiunea Sarreguemines, de unde se va continua prin Nancy, Langres și Lyon, unde se va face legătura cu conducta de gaz algerian livrat la Fos. O conductă suplimentară va lega Langres de regiunea Parisului.

Țevile destinate Austriei, R.F.G. și Franței vor fi livrate de societăți vest-germane și franceze.

Cantitățile care vor fi fabricate și livrate de uzina din Belleville (Pont à Mousson S.A.) sînt :

— pentru Austria, 60 km cu diametrul de 800 mm, adică 13 000 t ;

— pentru R.F.G., 38 km cu diametrul 1 100 mm, adică 17 000 t ;

— pentru Franța, 251 km cu diametrul între 600 și 900 mm, adică 42 500 t.

În majoritatea lor, aceste țevi au o acoperire exterioară de 3 mm din polietilenă aplicată prin extrudare la cald.

Comanda de țevi cu diametrul de 1 100 mm pentru R.F.G. a fost obținută datorită modernizării uzinei de țevi de la Belleville în 1977 și continuată prin întărirea mijloacelor de manipulare a țevilor, a căror greutate unitară tinde să crească de la an la an (unele conducte de Ø 1 100 mm din cadrul comenzii MEGAL cîntăresc 5,5 t).

(În : *Revue de Métallurgie, Franța, nr. 11, 1978, p. 207 E*)

Cereri crescînde de pulberi metalice și piese din pulberi metalice

După cum anunță federația Metal Powder Industries, exportul nord-american de pulberi de fier în anul 1978 a fost cu 10% mai mare decît cel din 1977, urmînd să crească în anii viitori. Societatea Hoeganaes construiește în prezent o uzină de 53 mii tone anual, uzină ce se va da în funcțiune la începutul anului 1980 ; societatea Handy și Harman elaborează un studiu de fezabilitate pentru uzina din estul statului Tennessee, uzină cu o capacitate de 25—30 mii tone ; o altă firmă va construi o uzină de 20 mii tone care se va da în funcțiune la jumătatea anului 1980. Gama de utilizare a pieselor din pulberi continuă să crească, iar avantajele proprietăților mecanice și de elasticitate în proiectare, precum și reducerea consumului de energie sînt larg recunoscute.

(În : *Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 1, 1979, p. 7*)

Noi obiective și extinderi de capacități în industria aluminiului

● În Canada, societatea Alcan a început construcția primei serii de 3 cuve cu anozi precopți la uzina sa de electroliză (171 500 t/an) de la Baie Que. Fundațiile primei serii cu capacitatea de 57 150 t/an, de la viitoarea uzină de electroliză de la Grande Baie, au fost turnate în vara anului 1978, iar construcția suprastructurii din oțel a fost începută la mijlocul lunii septembrie 1978. Aceasta este singura uzină nouă în construcție din America de Nord.

● În S.U.A., Reynolds Metals Co. are în proiect un program de extindere și modernizare a instalației de table și benzi din aluminiu de la McCock I 11 (capacitate de producție 300 mii t). Acest program, a cărui valoare se ridică la 70 mil. dol., ar trebui să permită mărirea capacității de tablă de aluminiu destinată sectorului de automobile și cutii de conserve. Divizia Loewy-Robertson va livra pentru Martin-Marietta un laminor la rece pentru folii subțiri din aluminiu (8 mil. dol.), care va fi instalat la uzina din Lewisport Kent. Această linie face parte din programul Martin-Marietta, de extindere cu 50% a capacității de folii acoperite.

● Capacitatea de producție a uzinei de aluminiu de la Valesul (Brazilia) va fi mărită de la 80 000 la 85 00 t/an. Investițiile prevăzute se ridică la peste 300 mil. dolari.

● Societatea americană Reynolds International Inc. a început construcția unei uzine de cutii de aluminiu, în Venezuela.

● Toyo Aluminiu (Japonia) prevede mărirea capacității sale anuale de producție pentru folii subțiri de aluminiu, pentru a face față cererii crescînde în acest sector. Capacitatea de producție a uzinei sale de la Yao (în apropiere de Osaka) va fi mărită de la 22 000 la 30 000 t/an, iar lucrările se vor încheia la sfîrșitul anului 1980.

● Societatea australiană Containers Ltd. a anunțat intenția sa de a construi la Brisbane (Queensland) o uzină permițînd fabricarea cutiilor duble din aluminiu. Uzina ar putea începe să producă la sfîrșitul anului 1979. Costul uzinei este estimat la 10 mil. dol. australieni.

(În : *Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 478, nov. 1978, p. 478*)

Industria aluminiului în Scandinavia

Societatea norvegiană ASV și societatea vest-germană VEBA vor crea o filială comună în Norvegia pentru asigurarea, dezvoltarea și fabricarea pieselor detașate din aluminiu pentru automobile. La această nouă filială, VEBA va avea o participație de 40%.

Diviziunea „Table pentru construcții" a societății suedeze Grangës Aluminium anunță încheierea lucrărilor de construcție ale instalației de la Finspang, avînd următoarele caracteristici : produse elaborate — tablă de aluminiu vopsită pentru construcții ; capacitate anuală — 30 mii t ; cost — 60 mil. coroane suedeze.

Această instalație este cea mai importantă din Europa.

(În : *Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 479, dec. 1978, p. 520*)

Perspective în turnarea aluminiului

Prognoza realizată în special în urma analizei programului din industria de automobile a S.U.A. a arătat că în următorii 5 ani vor fi executate automobile ușoare și cu un consum redus de combustibil ; pentru aceste automobile sînt necesare motoare și organe de transmisie mai ușoare.

În perspectivă trebuie să crească intens folosirea pieselor turnate din aluminiu în construcția de automobile. Raportul dintre masa blocului cilindru din fontă și a celui din aluminiu, cu diferite construcții, este de 4 :1 (tab. 1.)

Tabelul 1

Masele blocurilor cilindri (turnate sub presiune) din fontă și din aluminiu

Tipul de bloc	Masa piesei, kg		Economia de masă, kg	Raportul de masă
	din fontă	din aluminiu		
6 cilindri	79,5	19,8	59,3	4 :1
4 cilindri	56,0	13,0	43,0	4,3 :1
8 cilindri	95,5	25,5	70,0	3,8 :1

Raporturi analoge din punct de vedere al masei au loc și pentru alte piese turnate de automobile.

Se consideră că aplicarea turnării aluminiului în construcția de automobile din S.U.A. va crește de la 361 000 t în 1974 la 437 000 t în 1979. Această creștere a fost asigurată de elaborarea unei tehnologii, folosită încă din anii 60, cînd s-au produs blocuri de cilindri din aluminiu prin metoda gravitațională și prin turnarea sub presiune scăzută în cochile.

Astfel în anii 60 blocurile de 6 cilindri din aluminiu pentru motoarele „Chrysler", „American—Motors", „Pontiac" s-au turnat în forme semipermanente prin metoda gravitațională, „Chevrolet", prin metoda presiunilor scăzute. Experimental s-a turnat un bloc de 12 cilindri în V, în anul 1974.

În anii 60 prețul combustibililor în S.U.A., comparativ cu cel din prezent, nu era prea mare ; de aceea cumpărătorul era tentat în primul rînd de un preț scăzut al automobilului.

În S.U.A. blocurile de cilindri din aluminiu făceau să crească prețul unui automobil. Odată cu sfîrșitul anilor 60 s-au impus blocurile din fontă.

În Europa, la începutul anilor 60 apăruseră deja motoarele cu blocuri din aluminiu : motoare cu 4 cilindri „Renault" și „Peugeot" cu cămașa cilindrului din fontă umedă, în Franța ; „BMW" și „Lloyd-Alexander" în Germania ; „Volga" în U.R.S.S. ; „Ruts-Motors" în Anglia. Spre deosebire de S.U.A. firmele europene menționate pînă în prezent fabrică motoare cu blocuri din aluminiu. Cel mai important motiv a fost necesitatea reducerii consumului de combustibil, al cărui preț, în Europa, era mai mare decît în S.U.A.

În ultimii ani atît în S.U.A., cît și în Europa au fost fabricate motoare cu blocuri din aluminiu și cu alte piese turnate din aliaje de aluminiu ; blocuri de 6 cilindri din aluminiu cu cămăși umede se folosesc la motoarele „Renault", „Peugeot", „Volvo". Blocurile de 4 cilindri fără cămașă se fabrică din silumină hipereutectică marca 390. Se remarcă scumpirea blocului din aluminiu prin folosirea cămășilor din fontă.

Probabil că blocurile cilindri din silumin hipereutectic au o mai îndelungată folosire.

Este cunoscută rezistența înaltă la uzare a siluminului hipereutectic.

După exemplul motoarelor „Vega" s-a arătat că aliajul 390 a asigurat o înaltă rezistență la fenomenul de zgîriere a cilindrului.

Începînd cu anii 60, în S.U.A. și în Europa au apărut capete de cilindri turnate din aliaje de aluminiu sub presiune joasă și prin metoda gravitațională în forme semipermanente. Sub presiune scăzută au fost turnate capete de cilindri pentru motoarele „Covvette", iar gravitațional, capete de cilindri pentru motoarele „Fiat" și „Volkswagen".

Toți fabricanții de capete de cilindri executate prin turnare în forme semipermanente folosesc sisteme de turnare asemănătoare prin construcție și dimensiuni ; de aceea turnarea sub presiune scăzută nu oferă avantaje deosebite mai ales în acest caz.

Capetele de cilindri din aliaje de aluminiu se vor turna în S.U.A. prin metoda gravitațională în mașini-carusel.

Pentru turnarea capetelor de cilindri se mai folosește aliajul standard marca 256 (7% Si, 0,4% Mg). Ca și în modelele de motoare prezentate, scaunele supapelor și ghidajele pentru supape se vor executa din aluminiu sub formă de elemente intercalate. Prețul capului din aluminiu va fi considerabil mai mare decît al celor din fontă. Trebuie avut în vedere că cerințele față de cifra octanică a combustibilului pentru motoarele cu cap de aluminiu bine răcit sînt de trei ori mai reduse decît pentru motoarele cu capete din fontă.

La turnarea sub presiune țeava curbată a colectorului se realizează din două sectoare cilindrice. Prezența reducerii înrăutățește munca colectorului. De aceea principalul proces al turnării colectoarelor se realizează în cochile cu miez.

La realizarea colectorului, care este format din două jumătăți turnate separat, aceste jumătăți pot fi turnate sub presiune. Întrucît față de piesa turnată a colectorului nu sînt cerințe mari de densitate, este indicat să se studieze posibilitatea turnării acestor piese sub presiune mică fără maselote.

Cea mai bună și mai ieftină metodă industrială contemporană este cea de producere a miezurilor (pentru turnarea pieselor din aluminiu) în cutii reci cu solidificare prin suflare de catalizatori în formă de gaze. În uzinele firmei „Mercedes-Benz" din Suttgart miezurile folosite la turnarea pieselor din aluminiu sînt produse prin această metodă.

Carterul organelor de transmisie se toarnă de obicei din aliaje de aluminiu prin metoda de turnare sub presiune. O nouă direcție în acest sens este de grupare a diferitelor cartere în aceeași piesă turnată.

Alte piese turnate sub presiune din aliaje de aluminiu sînt cele pentru brațul frînei și al ambreiajului, corpului coloanei de direcții și pentru roți. Roțile din aluminiu aveau scopul de a îmbunătăți aspectul exterior al automobilului, dar astăzi folosirea lor este privită din punct de vedere al scăderii greutății.

(În: *Express-Informația, nr. 9, 1977, p. 52*)

Utilizarea siluminului hipereutectic pentru turnarea blocurilor de motoare

Este adevărat că motoarele cu blocuri și capete de cilindri din aliaje de aluminiu prezintă multe avantaje în comparație cu motoarele executate din fontă cenușie. În ultima vreme numeroase automobile din Europa au fost echipate cu astfel de motoare. Astfel, toate mașinile sport, de curse de mare putere au blocul motor din aluminiu.

În S.U.A. aceste motoare nu au avut răspîndire. Aceasta se explică prin faptul că motoarele din aluminiu cu cămașa cilindrului din fontă cenușie sau cea a suprafeței de lucru a cilindrilor cu stratul de protecție la uzare sînt mai scumpe decît motoarele similare din fontă. După părerea unor specialiști care lucrează în industria automobilistică din S.U.A., blocul motor din aluminiu poate concura cu cel din fontă cu anumite condiții, dacă este întreg, adică fără cămăși din fontă, și are suprafața de lucru fără strat protector.

La realizarea motoarelor din aluminiu întrebările legate de alegerea materialelor, elaborarea construcției și a tehnologiei de prelucrare au fost cercetate în ansamblu.

Principala problemă în executarea motoarelor din aluminiu constă în eliminarea uzurii suprafeței de lucru a cilindrilor și pistoanelor. După 12 ani de cercetări și încercări, această problemă a fost rezolvată cu succes : motoarele din aluminiu rezistau la 10 000 h de încercări în stand și aproape 1,9 milioane de km mers de încercare. Astfel de motoare s-au folosit pentru prima dată pe scară largă la automobilele Chevrolet Vega. În procesul de lucru asupra creării motorului din aluminiu a fost necesară elaborarea aliajelor din aluminiu, învelișurilor pentru pistoane și modului de prelucrare a suprafeței de lucru a cilindrilor.

După încercarea industrială și experimentală a aliajelor s-a stabilit că numai aliajele hipereutectice cu conținut ridicat de siliciu posedă o suficientă rezistență la uzare. Prin creșterea conținutului de siliciu în aliaj se mărește rezistența la uzare și se micșorează coeficientul de dilatare liniară. Un conținut înalt de siliciu în aliaje duce la dificultăți la turnare și la prelucrări mecanice. S-au încercat în jur de 30 de aliaje hipereutectice cu diferite cantități de siliciu (între 12 și 35%), fier, cupru, magneziu.

Cele mai bune rezultate a obținut, în cazul încercărilor motoarelor realizate din aliaj de aluminiu, cu un înalt conținut de siliciu, marca Reynolds 390 (compoziția chimică : 16—18% Si ; 4—5% Cu ; 0,45—0,65% Mg ; 0,6—1,1% Fe). Magneziul, zincul și titanul au fost prezente în aliaj numai cu rol de adaos. La turnarea acestui aliaj sub presiune sau în cochile, conținutul de fier trebuie să fie între 0,4—1,1%, iar la turnarea în forme din nisip, nu mai mult de 0,4%. Aliajul 390 posedă o rezistență bună la uzare, un coeficient mic de alungire liniară și, de asemenea, duritatea statică și dinamică la temperaturi înalte și conductibilitate calorică bune.

Au fost încercate mai multe moduri de construcție a pistoanelor, a segmenților de pistoane și a suprafețelor acoperite prin metalizare gazoasă.

S-au executat trei tipuri de pistoane, care au corespuns condițiilor tehnice și economice : pistoane cu cămașă, realizate cu pulbere de fier unde ca liant s-a folosit smoala epoxidică ; pistonul cu inserții de oțel turnate, care formează părțile suprafeței oalei, și al treilea piston cu cămașă din pulbere de fier, acoperită prin galvanizare.

Pistoanele din aluminiu cu cămașă din pulbere de fier este indicat să fie folosite doar în serii mari. Pentru pistoanele separate (serii mici) trebuie folosită cromarea acestora. Folosirea pistoanelor de acest tip a permis rezolvarea problemei uzurii corpului pistonului și a suprafeței de lucru a blocului motor, executate din aliajul 390. Totuși uzura dintre segmentele pistonului și suprafața de lucru a cilindrului este destul de importantă. Rezolvarea acestei probleme se face în principiu prin folosirea unui tip special de ulei de lubrifiere și prin creșterea timpului de funcționare a segmenților pistonului. Această problemă a fost rezolvată printr-o prelucrare specială a suprafeței cilindrilor.

Pentru prelucrarea blocurilor din aliajul 390 au fost executate proceduri care urmăresc desfacerea cristalelor de sili-

ciu ce se găsesc în matriţele de aluminiu, pentru ca ele să formeze doar suprafaţa de lucru a blocurilor motoare. Acest tip de suprafaţă de lucru a blocurilor motoare se obţine prin executarea succesivă a prelucrărilor mecanice, chimice şi electrochimice. După aceste prelucrări, granulele de siliciu ies din matriţele de aluminiu şi formează suprafaţa de lucru, realizînd o bună rezistenţă la uzare. Uzura pieselor executate din aliajul 390 este determinată aproape întotdeauna de compoziţia suprafeţei de lucru a blocului şi pistoanelor.

Studiile comparative au demonstrat că blocurile motoare, prelucrate prin procedeul Haning, au o uzură importantă, în timp ce în cazul blocurilor prelucrate special nu au fost descoperite uzuri. Influenţa calităţii uleiului asupra gradului şi caracterului uzurii s-a efectuat pe cămăşi din aliaj 390, la care pentru ungere se folosea ulei de calitate inferioară, şi cămăşi din acest aliaj, pentru ungerea cărora s-a folosit ulei de calitate superioară, şi, de asemenea, cămăşi din fontă cenuşie, la ungerea cărora s-a folosit ulei de înaltă calitate.

S-a constatat că la toate cămăşile uzura mecanică este absentă; numai pe suprafaţa de lucru a cămăşilor din fontă cenuşie au fost prezente zgîrieturi.

Studii analoge au fost realizate de către firmele producătoare de automobile, confirmînd aceste rezultate.

Următoarea etapă a fost executarea tehnologiei de turnare sub presiune a aliajului 390. Au fost determinate metodele de rafinare şi degazare, temperatura de topire a metalului, s-a determinat de asemenea temperatura în forma de presare, viteza pistonului, ungerea formelor şi construcţia formelor de presare. Încercarea industrială a metodelor pe parcursul a şase ani a confirmat posibilităţile turnării sub presiune a aliajului 390. În S.U.A. au fost create secţii care lucrează cu acest aliaj. S-au studiat posibilităţile de turnare a aliajului 390 în cochile sub presiune scăzută şi în forme de nisip. Se subliniază faptul că acest aliaj este apt pentru turnarea în cochile şi sub presiune scăzută. Turnarea acestuia în forme de nisip impune aplicarea unei tehnologii deosebite.

Pentru optimizarea prelucrării mecanice au fost efectuate lucrări privind alegerea uneltelor, a lichidelor de lubrifiere şi răcire utilizate la lucrări de strunjire, găurire şi frezare. Unul dintre avantajele aliajului 390 este că nu sînt necesare utilaje speciale de prelucrare.

Piesele turnate din aliajul 390 pot fi prelucrate cu aceeaşi viteză de aşchiere, ca în cazul aliajelor obişnuite din aluminiu.

Aliajul 390 a fost folosit pentru prima dată pe scară largă la motoarele automobilelor Chevrolet Vega, fabricate în 1970. S-au realizat mai mult de 2,5 mil. de astfel de motoare. Masa blocului motor brut al motorului Vega este de 23 kg, masa blocului prelucrat, 16 kg.

Motoarele Vega model 1976 au termen de garanţie cinci ani sau 96 000 km parcurşi.

În ultimul timp se studiază posibilitatea folosirii aliajului 390 pentru motoarele PKW; o serie de firme lucrează la posibilitatea folosirii acestuia la motoarele pentru compresoarele avionului I l 7.

(În: *Express-Informaţiia, nr. 6, 1977, p. 37*)

Conferinţa internaţională privind prelucrarea la cald şi procedeele de deformare

(Universitatea din Sheffield, Anglia, 17—20 iulie, 1979)

Această conferinţă este organizată de Sheffield Metallurgical and Engineering Association şi de Departament of Meallurgy of the University of Sheffield, în asociaţie cu Metals Society. Temele celor cinci sesiuni ale conferinţei:

1. Metalurgia fizică a prelucrării la cald: ductilitatea la cald.

2. Aptitudinea de prelucrare la cald şi optimizarea proprietăţilor produselor laminate la cald.

3. Controlul suprafeţelor şi calitatea internă.

4. Aspecte metalurgice ale prelucrării la cald, ale deformării şi ale randamentului.

5. Noi procedee de deformare la cald (comunicări solicitate).

Conferinţa internaţională privind laminarea la cald

(Tokio, 29 sep.—2 oct. 1980)

Conferinţa este organizată de Iron and Steel Institute of Japan şi are ca temă generală: „Studiul ştiinţific şi tehnologic al laminării produselor plate". Cele patru sesiuni ale manifestării vor dezbate următoarele subteme:

1. Controlul profilului şi tehnici noi de laminare a produselor plate.

2. Lubrifierea la laminarea produselor plate.

3. Laminarea directă; laminarea la încărcătură caldă.

4. Laminarea controlată a produselor plate.

REVISTA REVISTELOR

Neue Hütte, R.D.G., nr. 1, ian. 1979

Aplicarea laminării pulberilor metalice la fabricarea benzilor din oțeluri aliate cu crom și crom-nichel și din alte materiale speciale, p. 1 — *Stadiul actual și dezvoltarea fabricației de straturi cu conținut definit de nitruri pe materiale feroase, în amestecuri gazoase pe bază de amoniac*, p. 7 — *Calcularea distribuției de substanțe de răcire și de lubrifiere pentru realizarea unei anumite convexități a cilindrilor de laminor în stadiu de lucru staționar*, p. 13 — *Termodinamica activității termice în cuptoarele tunel — rezultate maxime ale recuperării căldurii utile*, p. 18 — *Tensiuni termice la încălzirea prin radiație a plăcilor și cilindrilor*, p. 21 — *Distribuția căldurii în barele încălzite rapid, cu secțiune constantă*, p. 23 — *Caracterizarea stratului oxidat la oțelul KT Atmofix 52 A după expunerea la intemperii timp de 5 ani*, p. 26 — *Cercetări asupra formării reversiei zonelor Guiner-Presten în aliajele Al—Zn—Mg în timpul îmbătrînirii naturale și artificiale*, p. 31.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 2, ian. 1979

Fluxul de materiale și încărcarea instalației la laminarea profilurilor grele universale, p. 49 — *Instalații de finisare pentru fabricarea semifabricatelor pentru utilizări speciale*, p. 54 — *Sistem de calculatoare pentru comanda și urmărirea fluxului de materiale la un laminor de blocuri și brame*, p. 61 — *Aprecierea atmosferelor de gaz de protecție cu și fără conținut de carbon pentru recoacerea oțelului*, p. 67.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 3, febr. 1979

Uzura și pierderile de energie, motive pentru întreținerea mașinilor, p. 89 — *Tribotehnica în siderurgie, exigențe, măsuri, rezultate*, p. 90 — *Importanța controlului lubrifianților pentru siguranța în exploatare a instalațiilor*, p. 95 — *Regenerarea economică a lubrifianților și materialelor de exploatare și importanța ei pentru reutilizare și protecția mediului*, p. 101 — *Influența structurii asupra proprietăților de tenacitate ale zonei afectate de căldură a îmbinărilor sudate la oțelul cu grăunți fini St E 36 și St E 47*, p. 106.

Hutnik, Polonia, nr. 1, 1979

Mecanismul de formare a retasurii primare în lingoul necalmat, p. 1 — *Algoritm de calculare a fierului vechi în procesul de convertizor cu oxigen*, p. 10 — *Factorii care influențează asupra rezistenței regeneratoarelor de la cuptoarele Martin*, p. 15 — *Posibilitățile de intensificare a procesului Martin sub aspectul consumului de minereu și al creșterii productivității cuptoarelor*, p. 22 — *Proprietățile mecanice ale tablelor placate, îmbinate în prealabil prin explozie*, p. 25 — *Măsurarea cantității de funder la încălzirea sleburilor în cuptoarele cu vatră pășitoare*, p. 29 — *Procedee tehnologice de mărire a rezistenței oțelurilor sudabile de construcții, precum și a rezistenței lor la abraziune*, p. 33 — *Cîteva observații privind elementele ajutătoare în cadrul analizei chimice în siderurgie.*

Hutnik, Polonia, nr. 2, 1979

Estimarea influenței reactivității cocsului în procesul de aglomerare a minereului, p. 47 — *Solubilitatea limită a carbonului în ferosilicomangan*, p. 50 — *Compararea influenței retopirii electrice sub zgură și a retopirii în vid asupra proprietăților oțelului de rulmenți*, p. 54 — *Scoaterea tehnologică și determinarea ei la laminarea tablelor groase din sleburi*, p. 62 — *Cercetarea domeniilor îmbinării la tablele placate în prealabil îmbinate prin explozie*, p. 66 — *Influența aluminiului, titanului și borului asupra mărimii grăuntelui austenitic și călibilitatea la oțelurile de construcție de îmbunătățire termică*, p. 71 — *Clasificarea și caracteristicile principalelor grupe de materiale destinate sculelor de prelucrare la cald*, p. 76.

Wiadomosci Hutnicze, Polonia, nr. 1, 1979

Dependențele fizico-chimice reciproce ale proprietăților aglomeratelor, p. 1 — *Dispozitive de închidere cu sertar pentru oale de turnare*, p. 8 — *Forjarea și tratamentul termic al elementului stabilizatorului de presiune*, p. 12 — *Trei procedee de răcire Stelmar*, p. 16 — *Rezultatele cercetărilor comparative efectuate la oțeluri de scule retopite electric sub zgură*, p. 18 — *Acoperiri nemetalice de protecție pentru țevile din oțel*, p. 20 — *Descărcarea și transportul cărbunelui și al minereului pe cale ferată în timpul iernii*, p. 25 — *Încărcarea vagoanelor cu ajutorul utilajelor de manevrare*, p. 29 — *Salariile în industria suedeză*, p. 32.

Wiadomosci Hutnicze, Polonia, nr. 2, 1979

Procedeu electronic de retopire a oțelului și aliajelor, p. 41 — *Turnarea continuă a oțelurilor în instalațiile de tip curb*, p. 46 — *Uzura cilindrilor la laminorul tandem de tablă groasă*, p. 52 — *Utilizarea industrială a laminoarelor planetare Krupp-Platzer*, p. 58 — *Un nou oțel pentru cilindri utilizați în laminarea la rece*, p. 62 — *Utilaje de manevrare în transportul uzinal*, p. 69 — *Organizarea și conducerea transportului c.f. în siderurgie*, p. 73.

Revue de Métallurgie, Franța, nr. 11, 1978

Microamprenta Baumann cu înalt grad de separare pentru punerea în evidență a microsegregațiilor de sulf la scara microscopiei electronice, p. 627 — *Metode de studiere a rezistenței la coroziune a oțelurilor inoxidabile: extrapolarea rezultatelor la realizările industriale*, p. 633 — *Posibilitatea de protejare anodică în industria chimică, îndeosebi la schimbătoare*, p. 641 — *Influența concepției și a metodelor de asamblare a schimbătoarelor tubulare asupra comportării lor în serviciu*, p. 645 — *Posibilități de utilizare a oțelurilor inoxidabile la schimbătoarele cu apă de mare*, p. 655 — *Table groase masive și placate pentru schimbătoare*, p. 663.

Revue de Métallurgie, Franța, nr. 12, 1978

Influența unui adaos de molibden asupra comportării la revenire a structurilor de călire ale oțelurilor cu carbon scăzut și microaliate cu niobiu, p. 673 — *Relația între conținutul de sulf al diferitelor oțeluri și anizotropia proprietăților mecanice ale benzilor laminate la cald*, p. 691 — *Aliaje pentru conductori electrici*, p. 699 — *Cercetarea metalurgică*, p. 721 — *Cercetarea siderurgică în Japonia*, p. 724 — *Cercetarea metalurgică în Franța*, p. 726.

La metalurgia italiana, Italia, nr. 11, 1978

Influența unui tratament termic de austenitizare la înaltă temperatură asupra caracteristicilor de tenacitate ale unui oțel AISI 4340 călit, p. 449 — *Evaluarea stării incluziunilor în oțelurile de tratament cu ajutorul unui sistem cu ultrasunete și în funcție de rezistența la oboseală*, p. 456 — *Emisiunea acustică și a proceselor care au loc în materiale: stadiul cunoștințelor*, p. 464.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 2, 1979

Evaluarea comparativă a proprietăților metalurgice ale aglomeratelor și peletelor, p. 8 — *Încercarea la scară industrială a injectoarelor de construcție diferită la insuflarea păcurii în furnale*, p. 12 — *Îmbunătățirea funcționării cauperelor furnalelor*, p. 14 — *Protecția aparatelor de precurățare selectivă a mașinilor de aglomerare de uzură prin abraziune*, p. 16 — *Influența complexă a alierii și a modificării asupra proprietăților oțelului pentru șine*, p. 18 — *Îmbunătățirea calității oțelului semicalmat*, p. 20 — *Perfecționarea tehnologiei de dezoxidare a oțelului pentru țevi*, p. 22 — *Utilizarea lingotierelor L—10 cu fund ambutisat*, p. 23 — *Îmbunătățirea tehnologiei de dezoxidare a oțelului, turnat pe mașini de turnare continuă a fagletor pentru tablă groasă*, p. 24 — *Determinarea compoziției gazului din suflurile închise de sub crusta lingoului de oțel*, p. 26 — *Îmbunătățirea calității tablei laminate*, p. 28 — *Perfecționarea armăturii de cilindru de la laminorul pentru profile*, p. 30 —

Intensificarea încălzirii metalului în cuptoarele adînci de regenerare, p. 32 — *Stabilizarea proprietăților mecanice ale osiilor laminate pentru vagoane*, p. 33 — *Reducerea consumului de metal la laminarea osiilor de vagoane*, p. 34 — *Utilizarea atmosferei de protecție pe bază de hidrogen în tratamentul termic al tablei de oțel laminate la rece*, p. 35 — *Caracterul constant al prelucrării semifabricatului pentru țevi la laminoarele de sudare continuă în cuptor a țevilor*, p. 37 — *Reconstrucția agregatelor reprezintă una din direcțiile principale ale progresului tehnic și ale măririi eficienței investițiilor*, p. 38 — *Metode de protecție a muncii și instruirea lucrătorilor din siderurgie*, p. 40.

Iz VUZ. Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S., nr. 1, 1979

Calcularea precisă a tensiunii interfazice, p. 5 — *Dinamica formării prafului la elaborarea oxidantă a topiturii de Fe-C*, p. 9 — *Formarea structurii șarjei de aglomerare*, p. 13 — *Legătura între regimurile de tratament termic și tensiunile peletelor*, p. 18 — *Dinamica modificării capacității de oxidare a metalului și a mecanismului de oxidare a carbonului în cuptoarele Martin mari*, p. 21 — *Identificarea parametrică a modelelor procesului de elaborare în convertizor cu oxigen*, p. 26 — *Solidificarea pe verticală a lingourilor de oțel și legătura cu defectele zonei axiale cu caracter de contracție*, p. 32 — *Impurificarea cu incluziuni nemetalice a lingoului de 4,8 t din oțel EP679VD*, p. 37 — *Evaluarea concentrațiilor optime de elemente care formează nitruri în oțel*, p. 42 — *Alierea optimă a oțelului cu elemente nitrurogene*, p. 47 — *Cercetarea stării de tensiune-deformare la presarea țevilor din metale greu fuzibile*, p. 52 — *Prognozarea plasticității metalului și a deformabilității corpurilor de metal*, p. 56 — *Particularitățile optimizării repartizării degroșărilor la bluming prin utilizarea programării dinamice*, p. 61 — *Modelarea deformării la cald fracționate la laminorul continuu*, p. 64 — *Alegerea schemei optime de amplasare a sistemelor de răcire a benzilor la laminoare continue pentru tablă lată la cald*, p. 68 — *Cercetarea și calibrarea precisă a semifabricatelor înainte de poansonare*, p. 70 — *Eficiența producției de țevi din oțel aliat cu metale de pămînturi rare*, p. 73 — *Formarea cîmpului volumetric continuu de viteze pentru modelarea proceselor de tragere*, p. 79 — *Unele particularități de deformare a sistemului cu cilindri la laminorul cuarto*, p. 83 — *Elaborarea modelelor statistice de uzare a cilindrilor de lucru ai blocului finisor de la laminorul 2000 la cald*, p. 88 — *Cercetarea calității cilindrilor profilați, turnați în cochilă combinată*, p. 93 — *Dependența forțelor de matrițare a pieselor forjate rotunde de configurația matriței*, p. 96 — *Redistribuirea matrițare din elemente de aliere la îmbătrînirea oțelurilor HPN5M4 și HPN4M5K15*, p. 100 — *Distribuirea benzilor de electroni în compușii fierului cu elemente*, p. 104 — *Particularitățile dizolvării reciproce a fazelor la încălzirea aliajului IuNDK35T5*, p. 108 — *Condițiile de formare și proprietățile feritelor aliate cu conținut de litiu*, p. 113 — *Cercetarea cineticii și a stadiilor de îmbătrînire prin deformare a aliajelor de fier*, p. 116 — *Întărirea termomecanică a oțelurilor la extrudare*, p. 122 — *Calculul umplerii formelor la turnarea prin aspirare sub vid*, p. 125 — *Determinarea temperaturii de formare a peliculelor la fontele sintetice*, p. 129 — *Modelul matematic al procedeului de încălzire a lingourilor la forjarea în cuptoare-cameră cu flacără*, p. 131 — *Topirea prin difuzie a oțelului în fontă lichidă*, p. 140 — *Încălzirea sîrmei în săruri topite*, p. 143 — *Particularitățile metodologiei de determinare a cheltuielilor economice pentru metalizarea minereului de fier*, p. 147 — *Cercetarea dimensiunilor optime ale lingourilor de retopire electrică sub zgură*, p. 152.

Stal, U.R.S.S., nr. 2, 1979

Influența utilizării gazului asupra indicatorilor de funcționare a furnalelor de la uzina Dzerjinski, p. 88 — *Îmbunătățirea producției de aglomerate la uzina Dzerjinski*, p. 93 — *Particularitățile controlului radiometric al nivelului șarjei în furnale*, p. 96 — *Insuflarea cu oxigen prin fundul convertizoarelor*, p. 98 — *Utilizarea miezului fuzibil la răcirea și rafinarea nucleului lichid din lingoul masiv*, p. 104 — *Cercetarea fizico-chimică a procesului de solidificare a lingourilor din oțel*, p. 105 — *Influența procedeului de izolație a oglinzii metalului asupra gradului de dezvoltare a retasurii în lingourile lățite în partea de jos*, p. 109 — *Îmbunătățirea formei părții de jos a lingoului prin utilizarea planificării experimentului și elaborarea construcției plăcii de turnare*, p. 110 — *Mărirea eficienței și îmbunătățirea structurii producției de oțel*, p. 111 — *Elaborarea oțelului în cuptoarele electrice cu plasmă*, p. 115 — *Situația și perspectivele dezvoltării retopirii electrice sub zgură*, p. 118 — *Elaborarea feroaliajelor din topituri de oxizi, pe un grătar reducător*, p. 120 — *Asimilarea producției de osii de vagoane prin laminare elicoidală*, p. 123 — *Cauzele formării defectelor de suprafață în laminarea la bluming*, p. 125 — *Mărirea rigidității cajelor de lucru de la laminoarele de calibrare în funcțiune*, p. 126 — *Sistemul de stabilizare automată a poziției benzii pe dispozitivele de înfășurare*, p. 129 — *Producția de țevi deformate la rece în flux continuu cu laminoare de tragere pentru țagle*, p. 131 — *Producția și exploatarea cablurilor-ferăstrău cu sens variabil de cablare*, p. 133 — *Influența laminării semifabricatelor pentru țevi la cilindrii cu calibre ondulate asupra calității suprafeței țevilor*, p. 133 — *Cercetări sovieto-ungare privind elaborarea de oțeluri slab aliate rezistente la coroziunea în atmosferă, cu limita de curgere de 30—40 kgf/mm²*, p. 137 — *Oțel cu acoperire de zone diferențiată*, p. 140 — *Aliaj rezistent la coroziune pentru exploatare în soluție de decapare pe bază de acid fluorhidric și azotic*, p. 141 — *Înlăturarea formării rupturilor la încovoierea epruvetelor de oțel 08H18N8N2T pe baza încercărilor la coroziune intercristalină*, p. 428 — *Căile de mărire a rezistenței la coroziune a metalului*, p. 145 — *Analiza pe factori a activității întreprinderii metalurgice Dzerjinski*, p. 147 — *Utilizarea tehnicii de calcul la uzina metalurgică Dzerjinski*, p. 149 — *Creșterea cointeresării în muncă și fixarea cadrelor*, p. 150 — *Economia de combustibil în optimizarea regimurilor tehnologice de încălzire a lingourilor și semifabricatelor*, p. 151 — *Rezervele de mărire a puterii termice a cuptoarelor adînci celulare de regenerare*, p. 153 — *Răcirea osiilor laminate de vagoane înaintea tratamentului termic*, p. 154 — *Utilizarea arzătorului cu disc-flacără la încălzirea bolților de la cuptoarele de încălzire*, p. 156.

Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 1, 1979

Modelul matematic al procedeului grătar-cuptor de prăjit — răcitor pentru solidificarea peletelor din minereu de fier, p. 1 — *Cinetica reducerii oxidului de fier cu carbon*, p. 14 — *Elaborarea oțelului în cuptorul electric cu arc, utilizînd burete de fier*, p. 24 — *Maselotarea lingourilor mari, cu ajutorul zgurei electroconductoare*, p. 32 — *Influențele radiației termice în timpul procedeelor de turnare în lingotiere*, p. 38.

C.I.T., Franța, nr. 11, 1978

Trecere în revistă a posibilităților de încercare în domeniul cocsificării la Stația experimentală de la Marienau, p. 1913 — *Procedee speciale de carbonizare*, p. 1923 — *Utilizarea cocsului-brichete HBNPC la furnalele de la Dunkerque*, p. 1931 — *Turnarea continuă la uzina ALPA*, p. 1953 — *Încălzirea echipamentelor siderurgice utilizate la transportul metalului lichid sau cald*, p. 1963 — *Evacuarea unui gazometru de cocserie*, p. 1971 — *Tehnicile industriale de peletizare a minereurilor de fier*, p. 1975 — *Controlul solidificării în turnare continuă prin barbotare electromagnetică*, p. 2033 — *Înlăturarea arsurilor prin decapare clorhidrică (contribuții la studiul mecanismului în funcție de structura arsurii)*, p. 2053.

Giesserei, R.F.G., nr. 24, 1978

Al 45-lea Congres internațional de la Budapesta, p. 675 — *Referate prezentate la cel de-al 45-lea Congres internațional de turnătorie de la Budapesta*, p. 680 — *Fabricarea și proprietățile pieselor din aliaje de titan, turnate prin metode de precizie și compact*, p. 685 — *Sinteză bibliografică anuală asupra protecției muncii*, p. 688.

Giesserei, R.F.G., nr. 25, 1978

Utilizarea mașinilor de curățare cu jet în turnătoriile de fontă șiot el, p. 699 — *Precizia de turnare a cuptoarelor de turnare acționate pneumatic*, p. 706 — *Posibilitățile de optimizare a*

contractelor de aprovizionare cu curent prin organizarea ciclului operațional în turnătorii, p. 709 — *Sinteze bibliografice asupra materialelor de turnare și a instalațiilor de turnătorie*, p. 715.

Giesserei, R.F.G., nr. 26, 1978

Recuperarea căldurii cu ajutorul țevilor de încălzire, p. 729 — *Forme de turnare sub presiune, considerații actuale. Solicitare, materiale, execuție, tratament termic*, p. 733 — *Sinteză bibliografică asupra turnării sub presiune*, p. 740.

Giesserei, R.F.G., nr. 1, 1979

Măsuri pentru îmbunătățirea parametrilor de funcționare, în special a randamentului energetic la cubilouri, p. 2 — *Recuperarea căldurii la cubilourile cu vînt cald cu ajutorul recuperatoarelor încălzite cu gaze proprii și prepararea apei calde*, p. 7 — *Materiale de acoperire a formelor cu lichid purtător inflamabil*, p. 11 — *Sinteză bibliografică asupra turnării metalelor grele*, p. 17.

Giesserei, R.F.G., nr. 3, 1979

Tratamentul ulterior al băilor de fontă prin inocularea cu sîrmă, p. 49 — *Degazarea aluminiului în vid — stadiul actual al tehnicii*, p. 56 — *Componente solubile în praful din turnătorii*, p. 63 — *Sinteză bibliografică asupra fontei maleabile*, p. 68.

Fonderie, Franța, nr. 385, ian. 1979

Posibilitatea de recoacere grafitizantă la temperatură joasă și aplicarea ei la fontele maleabile, p. 3 — *Contribuție la previziunea impregnării fizice cu bronzuri și alămuri*, p. 13 — *Diagnosticarea cu ajutorul microfractografiei a fragilizării prin aluminiu a pieselor turnate din fontă*, p. 19 — *Interpretarea unui tratament termic la o fontă maleabilă perlitică prin examinare micrografică*, p. 27 — *Amestecuri de nisip de formare de natură diferită și conținînd un aditiv organic*, p. 28.

La fonderia italiana, Italia, nr. 12, 1978

Corelația între microstructură și proprietățile mecanice ale fontelor diferit nodulizate, p. 369 — *Stadiul tehnicii și criteriile de dezvoltare a materialelor de formare în R. F. Germania*, p. 378 — *Utilizarea amestecului aglomerat cu rășină furanică pentru înlocuirea amestecurilor cu pămînturi sintetice*, p. 387 — *Formarea cadrelor în industrie. Situația din unele țări europene*, p. 390.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 1, 1979

Formarea compoziției masei de umplutură pentru căptușelile monolit de la oalele de turnare a oțelului, p. 6 — *Fabricarea inserțiilor termoizolatoare termoplastice pentru izolarea părții frontale a lingourilor tubulare*, p. 11 — *Elaborarea parametrilor de ardere a plăcilor din corindon pentru închizătoarele cu sertar*, p. 12 — *Conductibilitatea termică a ceramicii pe bază de cuarț, în intervalul de 500—1900 K*, p. 21 — *Presarea paharelor pentru turnarea rapidă a oțelului*, p. 23 — *Îmbogățirea argilelor refractare de calitate inferioară din Donbass*, p. 26 — *Îmbogățirea fracțiilor mărunte de minereu de cianit în suspensie feromagnetică*, p. 29 — *Conservarea pulberilor dolomitice*, p. 31 — *Fabricarea ceramicii compacte termorezistente din bioxid de hafniu*, p. 35 — *Obținerea ceramicii fără contracții din oxid de magneziu*, p. 40 — *Rezistența la zgură a unor betoane refractare*, p. 43 — *Rezistența la încălzire a refractarelor nearse pe bază de lianți chimici*, p. 49 — *Procedeul rapid de spălare cu acid a zirconiului fin mărunțit*, p. 52 — *Influența unor adaosuri de metal asupra structurii și proprietăților încălzitoarelor din carbură de siliciu*, p. 55.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 2, 1979

Tehnologia de fabricație și calitatea periclazului topit, p. 5 — *Mase pe bază de caolin de Novoselițk pentru torcretarea căptușelii de la oalele de turnare a oțelului*, p. 11 — *Utilizarea prafului de la cuptoarele rotative la fabricarea mortarului de șamotă*, p. 14 — *Vagonet cu „podea caldă" utilizat la cuptoarele tunel*, p. 19 — *Controlul calității plăcilor refractare pentru închizătoarele cu sertar prin metoda undelor radioelectronice de fază*, p. 24 — *Mărirea productivității excavatoarelor în abatajele de gresie*, p. 29 — *Acoperiri din mase de torcretare cu conductibilitate termică mărită pentru construcțiile de răcire cu apă de la agregatele de elaborare a oțelurilor*, p. 31 — *Cercetarea refractarelor pentru bolți după utilizarea lor la cuptoarele Martin și tandem*, p. 36 — *Impregnarea cu smoală a refractarelor caolinice și carbonice*, p. 40 — *Proprietățile reologice și tehnologice ale suspensiilor din casiterit și ale pieselor turnate din ele*, p. 45 — *Transformările de fază în umpluturile exoterme din amestecuri lichide cu autoîntărire la interacțiunea cu metalul lichid*, p. 50 — *Influența compoziției granulometrice a șarjei aupra structurii și proprietăților refractarelor din periclaz*, p. 52 — *Repararea cu ajutorul unei paste a căptușelii pe bază de carbură de siliciu de la cuptoarele rotative*, p. 57.

Refrattari, Italia, nr. 3, sept.—dec. 1978

Proprietățile mecanice ale materialelor ceramice, p. 145 — *Stadiul actual al dezvoltării calitative a refractarelor pentru dispozitive de închidere cu sertar*, p. 157— *Evoluția căptușelilor refractare și izolante pentru conductele de vînt cald de la furnal*, p. 163.

Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 478, nov. 1978

Recuperarea cutiilor din aluminiu pentru conserve în Statele Unite, p. 474 — *Transformări în Piața Comună — bilanț 1977, perspective 1978*, p. 480 — *Comerțul exterior al Italiei privind aluminiul*, p. 482 — *Evoluția concepției de realizare a frînelor cu utilizarea de aluminiu*, p. 503 — *Piese de legare la sol din aliaj de aluminiu turnat*, p. 507.

Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 479, dec. 1978

Inexorabila ascensiune a aluminiului, p. 515 — *Cîteva comentarii privind procedeul H^+*, p. 522 — *Asamblarea tablelor preacoperite*, p. 527 — *Carburatoare din aliaje de aluminiu*, p. 551.

CCPFTT

CENTRUL DE CERCETARI SI PROIECTARI DE FABRICATIE PENTRU TEVI SI TREFILATE

DESIGN AND RESEARCH CENTRE FOR PIPE AND WIRE PRODUCTS MANUFACTURING

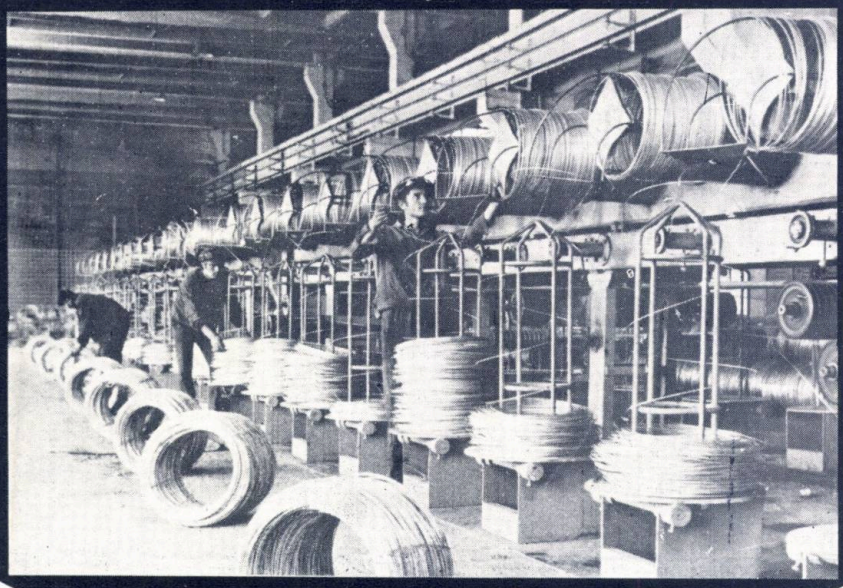
Centrul elaborează la cerere tehnologii, studii, expertize, proiecte pentru utilaje, instalaţii, linii complexe, secţii şi unităţi industriale, precum şi materiale în domeniul ţevilor şi trefilatelor şi acordă asistenţă tehnică de înaltă calificare.

Service pentru defectoscopie nedistructivă cu ultrasunete şi curenţi turbionari.

The Centre elaborates, on order, technologies, studies, expert appraisements, designs for equipments, installations, complex lines, workshops and industrial units, as well as materials for pipes and wire products and ensures high skilled technical assistance.

Service for ultrasonic and eddy current non - destructive testing.

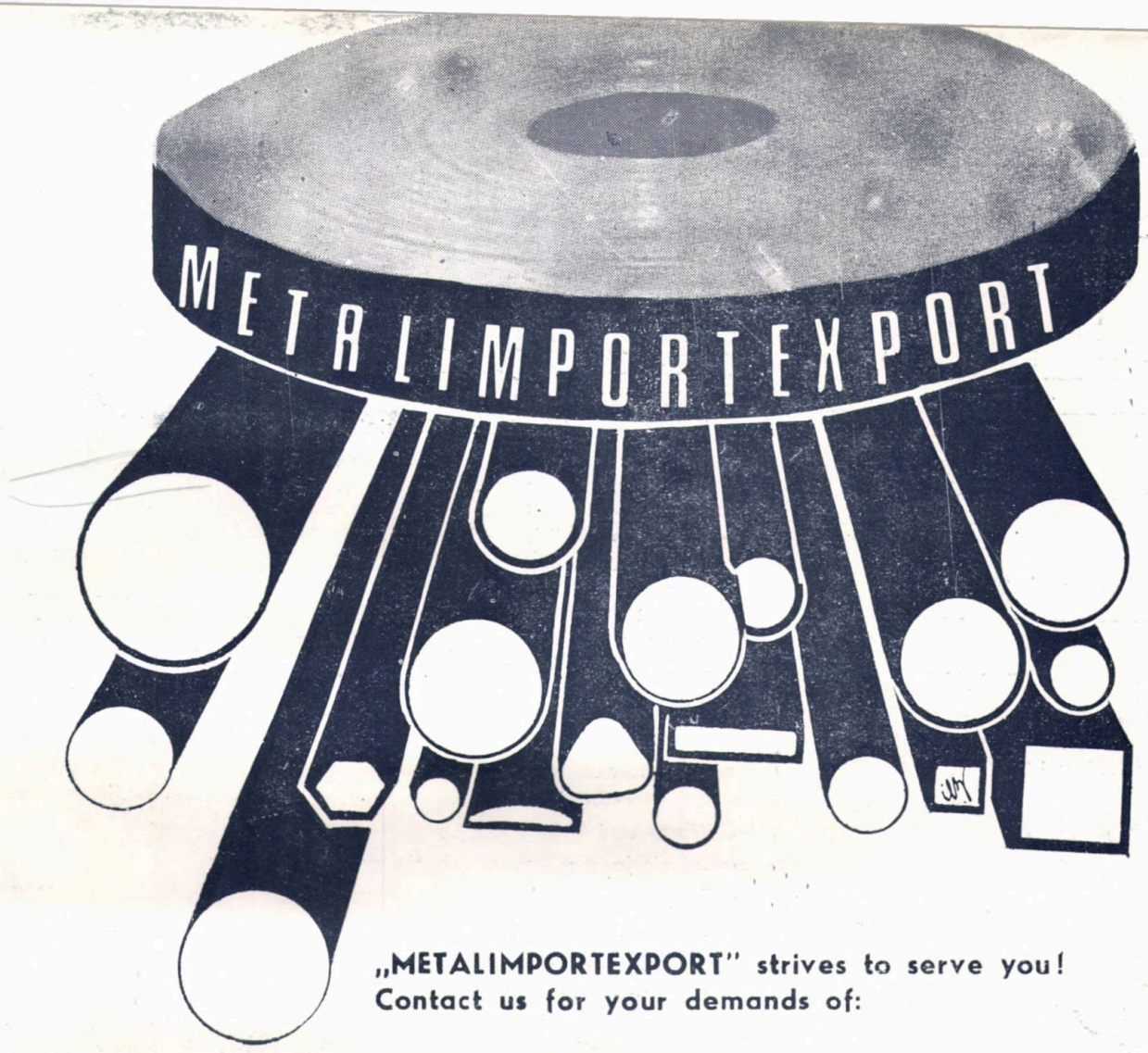
Bulevardul Muncii nr. 256 - 7000, Bucureşti - România
Telef.: 27.70.90.



PRODUCE :

- Sîrmă rotundă trefilată din oţel
  - Sîrmă moale (tratată termic) fără strat de acoperire:
    - sîrmă obişnuită; sîrmă albă mată; sîrmă albă lucioasă.
  - Sîrmă moale cu strat de acoperire: sîrmă zincată.
  - Sîrmă tare (netratată termic): sîrmă mată; sîrmă lucioasă; sîrmă rotundă din oţel pentru ţesături şi împletituri (sîrmă neagră, albă şi zincată).
- Oţel rotund tras, destinat fabricării şuruburilor şi piuliţelor
- Sîrmă trasă pentru beton armat
- Plase sudate
- Cord metalic pentru anvelope
- Electrozi de sudură
  - Electrozi înveliţi pentru sudarea oţelurilor carbon şi slab aliate, oţelurilor cu granulaţie fină, oţelurilor utilizate la temperaturi scăzute şi oţelurilor termorezistente.
  - Electrozi şi sîrmă tubulară pentru sudarea automată şi semiautomată.
  - Electrozi cu vergea de aluminiu destinaţi sudării aluminiului.
- Cuie din sîrmă de oţel
- Sîrmă laminată

NTREPRINDEREA DE SIRMA SI PRODUSE DIN SIRMA - BUZAU
Aleea Industriilor nr.1; cod. 5100; tel.13225-13226/167



„METALIMPORTEXPORT" strives to serve you!
Contact us for your demands of:

- steel blooms and slabs
- steel bars and shapes
- reinforcing steel bars
- cold formed profiles
- carbon and alloy tool steels
- commercial qualities, shipbuilding and boiler plates
- hot rolled coils
- cold rolled sheets and galvanised coils
- seamless steel line pipes, casing, tubing and drill-pipes
- longitudinal and spiral welded line pipes
- welded black and galvanized steel tubes
- drawn steel wires; prestressed concrete wires, and wire ropes
- welding electrodes for carbon and alloy steels
- wire nails
- industrial and anchor chains
- aluminium and alloyed-aluminium products (ingots, extruded bars, Properzi and drawn wires, cold rolled sheets and strips, foils, welded tubes for irrigation, joinery)

METALIMPORTEXPORT

FOREIGN TRADE COMPANY
BUCHAREST • ROMANIA

21—25 Mendeleev St. Code 70169
Telephone 13.90.55 **Telex: 515**

Aussenhandelsunternehmen METAROM

21-23 Mendeleëev st. · Telefon 150543 · Telex 11705 · Tel.-Adr. MEROM · Bukarest 1 · Rumänien

METAROM entwickelt seine Export-Import-Tätigkeit in folgenden Bereichen:

- Eisen- und Nichteisenindustrie
- Koks- und chemische Industrie
- Industrie der feuerfesten Materialien

METAROM wird von Forschungs- und Projektierungsinstituten weitgehender Erfahrung unterstützt und kann folgendes anbieten:

- Studien bezüglich Durchführbarkeitsmöglichkeiten, Forschungsaufgaben
- Gesamt- und Detail-Engineering für jedwedes Projekt
- Technischer Beistand, Konstruktion und Fertigung von kompletten metallurgischen Werken

METAROM bietet Anlagen u. Anlageteile wie folgt an:

- Sinteranlagen
- Konverter und Elektroöfen
- Stranggiessanlagen
- Warm- und Kaltwalzwerke
- Schmiede- und Stranggussanlagen
- Erzaufbereitungsanlagen
- Hochofenanlagen und -einrichtungen

METAROM's export and import activities are in the following fields:

- Iron and Non-ferrous Metals Industries
- Coke and Chemical Industries
- Refractory Materials Industry

METAROM can rely on the assistance of research and project institutes and can offer:

- Feasibility Studies, Research Studies
- Complete and Detail Engineering for any project
- Technical Assistance, Design and Erection of complete metallurgical plants

METAROM offers the following plants and installations:

- Sintering Plants
- Converters and Electric Furnaces
- Continuous Casting Plants
- Hot and Cold Rolling Mills
- Forging and Extrusion Plants
- Ore Processing Plants
- Blast Furnace Plants and Installations

METAROM

Foreign Trade Company

ÎNTREPRINDEREA DE ȚEVI REPUBLICA

BUCUREȘTI ● B-dul Muncii nr. 256 ● Telefon 43 09 50

PRODUCE

Țevi din oțel fără sudură laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, cu diametrul exterior pînă la 6 5/8 inci inclusiv :

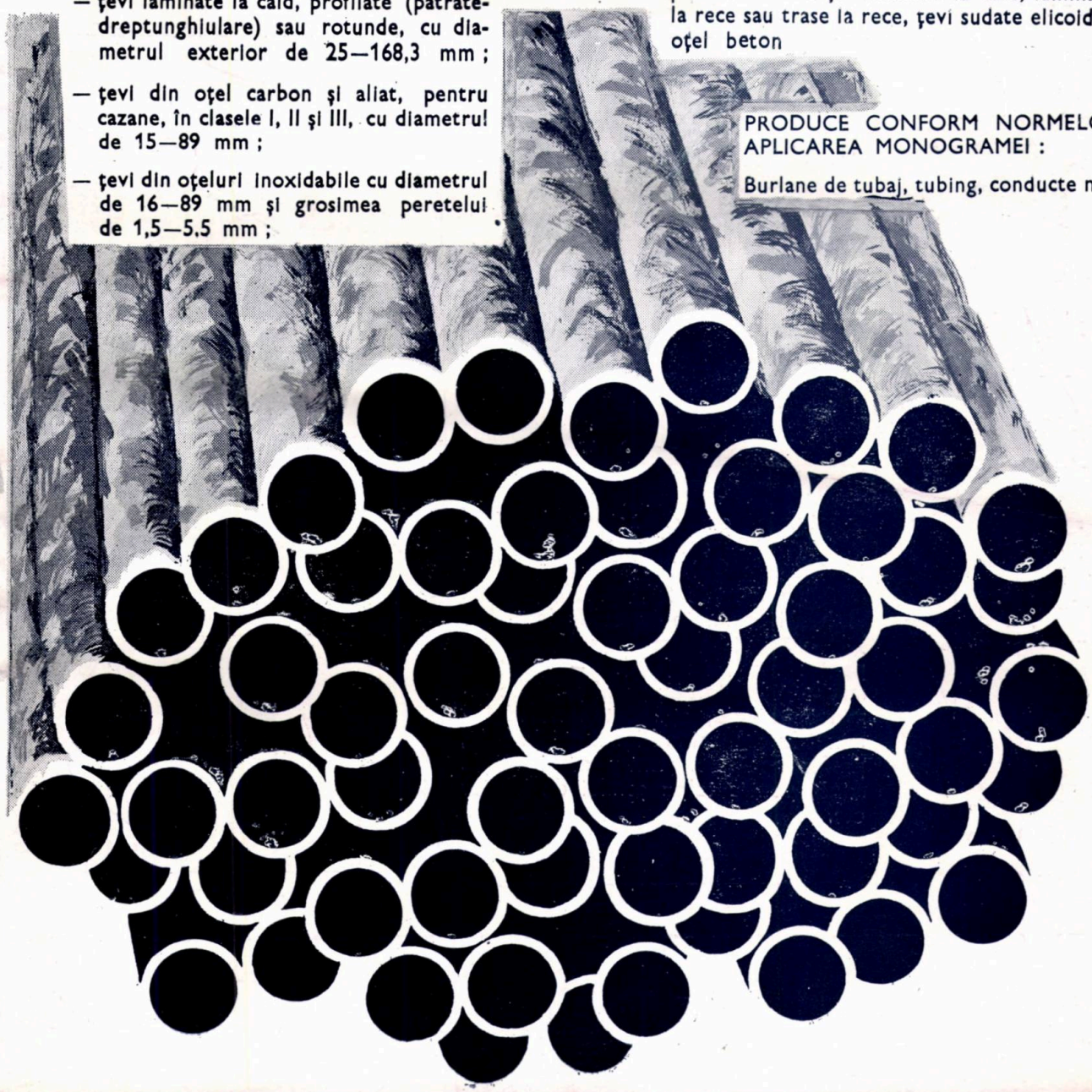
- pentru industria petrolieră : burlane de tubaj, țevi extracție-tubing, prăjini de foraj cu racorduri sudate, conducte
- pentru prospecțiuni geologice : burlane de tubaj, prăjini de foraj, prăjini de antrenare, carotiere
- pentru construcții și construcții de mașini :
  - — țevi trase sau laminate la rece, profilate sau rotunde, cu diametrul exterior de 5—80 mm ;
  - — țevi laminate la cald, profilate (pătrate-dreptunghiulare) sau rotunde, cu diametrul exterior de 25—168,3 mm ;
  - — țevi din oțel carbon și aliat, pentru cazane, în clasele I, II și III, cu diametrul de 15—89 mm ;
  - — țevi din oțeluri inoxidabile cu diametrul de 16—89 mm și grosimea peretelui de 1,5—5,5 mm ;
- pentru conducte magistrale de gaze naturale și țiței, conducte de apă, construcții metalice : țevi sudate elicoidal, cu diametre de 250—1 600 mm și lungimi cuprinse între 6 și 12 m
- pentru construcții, construcții metalice sau construcții de mașini : oțel beton, oțel rotund, sîrmă, cuie

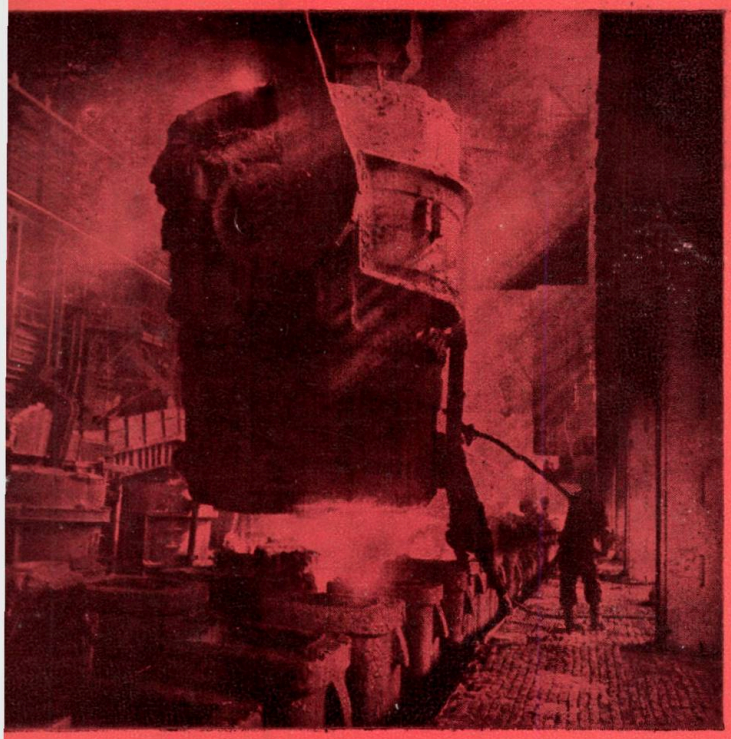
EXPORTĂ

Burlane de tubaj, tubing, conducte petroliere, prăjini de foraj cu racorduri sudate, țevi pentru construcții laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, țevi sudate elicoidal, oțel beton

PRODUCE CONFORM NORMELOR API CU APLICAREA MONOGRAMEI :

Burlane de tubaj, tubing, conducte netede





C
S
H

vă oferă

profile laminate din oţeluri carbon calmate şi necalmate, din oţeluri carbon de calitate, aliate şi slab aliate.

● rotunde cu diametrul de 10–180 mm ● cornier 20×20–150×150 mm ● I 18–I 24 ● U 6,5 – U 24 ● late de 20×5–150×20 mm ● benzi laminate la cald de 200×2 – 370×5,5 mm ● ţagle, blumuri pentru forjă, de 70×70 – 400×400 mm ● oţel beton cu profil periodic laminat la cald, oţel beton neted laminat la cald, sîrmă laminată la cald, profile speciale pentru armături de mină, pentru talpa şenilei de tractor etc.

1884·1974
CSH
90 ANI

COMBINATUL SIDERURGIC HUNEDOARA

Dr. P. Groza nr. 8 Hunedoara ● Telex 022411 ● Tel. 12533 – 11075 – 12767 – 11462 – 12747

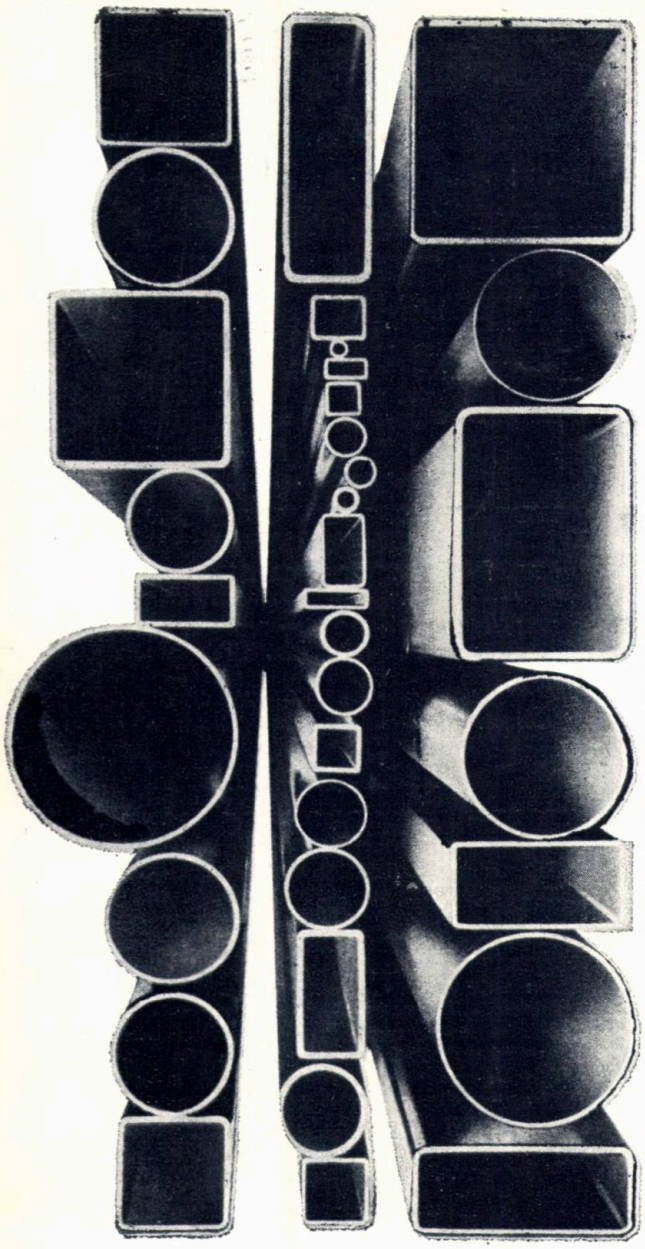
E 3280

REFERÁLVA

METALURGIA

7

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XXXI • NR. 7 • IULIE 1979



ÎNTREPRINDEREA METALURGICĂ IAŞI

PRODUCE ŞI LIVREAZĂ :

- Ţevi din oţel sudate longitudinal pentru instalaţii de apă, gaz, abur, de la 3/8" — 4", conform STAS 7656 — 76
- Ţevi din oţel sudate longitudinal pentru construcţii metalice, aparate, utilaje şi conducte de la 17,2 la 219,1 mm, conform STAS 7657 — 77
- Ţevi de precizie din oţel sudate longitudinal, trase sau laminate la rece, pentru construcţii metalice sau construcţii de maşini, conform STAS 8726—77
- Ţevi pătrate şi dreptunghiulare din oţel pentru construcţii metalice şi construcţii de maşini, conform STAS 7941 — 76
- Profile deschise din bandă de oţel formate la rece: U cu aripi egale şi neegale STAS 7835/1—76, 7835/2—77, 8610—76. Cornier cu aripi egale şi neegale STAS 7836/1—76, 7836/2—77, 8250—78. Z cu aripi egale şi neegale STAS 8296—78, 8609—77. Omega cu aripi egale STAS 8367—77. T cu aripi egale STAS 8249—74. Profile pentru tîmplărie metalică STAS 9842—72. Profile speciale, conform STAS 8426—76, utilizate pentru construcţii metalice sau construcţii de maşini

TEPRO

ŞOS. ŢUŢORA, NR. 132; TEL. 30322, 30220;
TELEX 22268 TEPRO — R

METALURGIA

Anul 31 Nr. 7 iulie 1979

CUPRINS

Marius, T. : **Influența materiilor prime asupra durabilității cablurilor din oțel** 325

Călueanu, D., Miholcă, C., Berbecîu, M. și *Dobrotă, I.* : **Motoare liniare de inducție în procesul de turnare continuă a oțelului** 329

Varga, L. și *Fleșer, T.* : **Studiul degradării oțelului termorezistent 21H1MF prin metode magnetice** 333

Țuclea, D. și *Neagu, Rodica* : **Unele aspecte privind determinarea conductivității termice a plăcilor termoizolatoare antiretasură românești** 337

Ciobanu, I. și *Munteanu, Al.* : **Cercetări experimentale privind stabilirea variației durității pe secțiunea pieselor tratate termic, pe baza curbelor de călibilitate** . . . 340

Ciucu, Victoria, Ciucu, I. și *Spoitu, C.* : **Modelarea matematică a procesului de descompunere termică a smoalei și stabilirea unor corelații între caracteristicile fizice ale acesteia** 346

Țibea, V. : **Dependența conținutu ui de cupru în zgure de tensiunea interfazică** 350

Nicolae, A. : **Cercetări privind influența alierii cu sulf, plumb sau seleniu asupra subproceselor de deformare plastică și microfisurare în zona de contact piesă-sculă la așchierea fontelor albe** 354

Popescu, V.I. : **Interdependența dintre coroiajul convențional și coroiajul echivalent la forjarea oțelurilor de construcție și a oțelurilor ledeburitice** 359

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Dimitriu, S. : **Prese de forjare liberă cu acționare hidraulică. Considerații privind sistemul de acționare și cadrul de forjare.** 367

DOCUMENTARE

COLEGIUL DE REDACȚIE

LAURENȚIE SOFRONI-*președinte*, CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, ALEXANDRU CIOROGAR, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, SUZANA GÂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, ȘTEFAN RĂDVAN, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export—Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01.B.N. — R.S.R. — filiala sector 7 — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi : lei 150 anual ; tarif pentru abonamente individuale : 48 lei anual. Costul unui exemplar : lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.Tc nr. 137/8459/1978"

CONTENTS

1979 AUG 22

DC : 621—427.4 : 677.72 : 620.169.1

Marius, T. : **The influence of raw material on the stress cable durability**

The factors, which influence the steel cable durability, refer to : the quality of the raw material used, stresses for cables during operation, their installation technical conditions and the working factors :

The paper deals with the following factors :

— chemical composition during wire drawing ;
— steelmaking ;
— the influence of cabling on the cable durability.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 325—328

DC : 621.74.047 : 621—83

Călueanu, D., Miholcă, C., Berbeciu, M. and *Dobrotă, I.* : **Induction linear motors used in steel casting**

The paper presents linear motor electric drive of the tundish mechanism for continuous casting. The advantages of the application of the driving system of the tundish bring about the increase of continuous casting productivity, by reducing the transitory regime time.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 329—332

CD : 669.14.018.45 : 620.193.918

Varga, L. and *Fleşer, T.* : **The study of the degradation of heat rezistent 12 H1MF steel by magnetic methods**

The complex permeability of cylindrical specimens (ø 6 mm, 1 = 135 mm) made of heat rezistent 12H1MF steel was measured by means of two phase Lock-in amplifier, function of duration of axial loading at 700°C and 45 MPa. The aging of the steel could be correlated with the magnetic permeability measured at low frequency and low magnetic field. On the basis of this correlation, a simple electric scheme was designed for practical measurement of the changing of relative permeability during aging.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 333—336

DC : 621.744.521.4 : 536.022

Ţuclea, D. and *Neagu, Rodica* : **Certain aspects concerning the determination of thermal conductivity of Romanian thermo-isolating antishrinkage plates**

The authors determine the thermal conductivity of Romanian thermo-isolating antishrinkage plates. As a result, they suggest to determine the isolation capacity, an easier and more rapid way, on the basis of the curve X = f(p), where p is the porosity of the plates.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 337—339

DC : 621.785.6 : 620.178.1

Ciobanu, I. and *Munteanu, A.* : **Experimental researches on the determination of hardness variation on the section of heat treated parts, on the basis of quench hardenability curves.**

The paper presents certain experimental results obtained by the authors, regarding the determination of hardness variation on the sections of quenched parts with the help of hardenability curves. The authors have checked the curves from bibliographical sources which show the correlation between the point, with the same cooling speed represented on the hardenability probe curve, and the points located on the section of cylindrical parts.

The authors analyse the errors obtained on these curves and draw another series of similar curves used during oil quenching.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 340—345

DC : 662.749.38 : 536.212.2

Ciucu, Victoria, Ciucu, I. and *Spoitu, C-tin* : **Mathematical modelling of the process of tar heat decomposition and the determination of a correlation between their physical characteristics**

The paper presents the mathematical aspect of the process of tar heat decomposition.

The authors established the influence of the softening point on the activating energy and of the frequence factor which results from the equation of tar heat decomposition.

The authors also establish correlations between the softening point and other physical characteristics of different types of tar.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 346—349

CD : 669.046.58 : 546.56—121

Ţibea, V. : **The relation between copper content in slag and interphase tension.**

The author suggests a relation which expresses the influence of interphase tension on copper losses :

$$X_t = X + 0{,}71 \frac{G_{12}}{\sigma_{12}} \rho_m X_m \sqrt{\frac{h}{gt}} \frac{\eta_z}{\rho_m - \rho_z}$$

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 350—353

DC : 539.374 : 664.131.2

Nicolae, A. : **Researches on the influence of sulphur, lead or selenium alloying on the processes of plastic deformation and and microcracking in the contact area part-tool during white cast iron chipping process**

Starting from a series of possible correlations between metallurgical subprocesses (material breaking in the chipping area, plastic deformation, cracking and friction), technological factors (outside stress state and processed material characteristics) and the process of formation and separation of the chip, the author tries to prove, by experimental testing, that, by sulphur, lead and selenium alloying, the outside stress state is modified to such an extend that white cast irons, in the chipping area, change from a brittle material in a semi-tough one.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 354—358

DC : 621.73 : 539.374

Popescu, V. I. : **Interdependence between conventional ratio of reduction by forging and equivalent one during forging of structural and ledeburitic steels**

The paper analyses the relation between the ratio of reduction by forging and the actual degree of plastic deformation, according to forging conditions on the basis of four forged steel grades in different conditions.

The paper presents the results obtained with the tensile resistance, yield point on longitudinal direction, fonction of the ratio of reduction by forging and of l_0/b_0 ratio, during forging between flat and profiled products.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7. p. 359—366

DC : 621.73.06

Dimitriu, S. : **Free forging presses with hydraulic driving.** Considerations on the driving system as well as on the forging conditions.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 367—372

INHALT

DK: 621–427.4 : 677.72 : 620.169.1

Marius, T. : **Einfluss der Werkstoffe auf die Dauerhaltbarkeit der Stahlseile**

Die Einflussparameter welche die Dauerhaltbarkeit der Stahlseile beeinflussen beziehen sich auf die Qualität der Werkstoffe, die Beanspruchung während des Betriebs, die Montagebedingungen und den Ausbeutungsfaktor.

Im Artikel werden folgende Faktoren analysiert :

— Die chemische Zusammensetzung der Werkstoffe
— Die Durchmesserabnahme beim Drahtziehen
— Die Stahlherstellungsbedingungen
— Einfluss der Verseilung auf die Dauerhaltbarkeit der Drahtseile.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 325–328

DK: 621.74.047 : 621–83

Călueanu, D., Miholcă, C., Berbeciu, M. und *Dobrotă, I.* : **Einsatz der Induktionsmotoren im Stranggiessprozess**

In der Arbeit wird der elektrische Antrieb mit Induktionsmotor des Verteilermechanismus im Stranggiessprozess angeführt.

Die Vorteile dieses neuen Antriebsystems bedingt die Leistungssteigerung durch die Ausscheidung des nichtstationären Betriebs.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 329–332

DK: 669.14.018.45 : 620.193.918

Varga, L. und *Fleşer, Tr.* : **Untersuchung über den Angriff des wärmewiderstandsfähigen Stahls 12H1MF mit Hilfe von magnetischen Methoden**

Die komplexe Permeabilität zylindrischer Proben (ø 6 mm, l = 135 mm) aus wärmewiderstandsfähigem Stahl 12H1MF wurde mit einem Lock-in Verstärker mit 2 Kanalen in Abhängigkeit von der Dauer der axialen Beanspruchung bei 700°C und 45 MPa gemessen. Die Alterung wurde in Wechselbeziehung zur magnetischen Permeabilität gebracht, welche bei niedrigen Frequenz-und Feldwerten gemessen wurde. Auf Grund dieser Wechselbeziehung wurde ein einfaches elektrisches Schema für die Messung der Veränderung der relativen Permeabilität in Abhängigkeit von der Beanspruchungsdauer aufgestellt.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 333–336

DK: 621.744.521.4 : 536.022

Ţuclea, D. und *Neagu, Rodica* : **Einige Betrachtungen über die Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit der Wärmeisolierplatten gegen die Lunkerbildung.**

Es wird die Wärmeleitfähigkeit der rumänischen Wärmeisolierplatten bestimmt. Die Autoren schlagen eine einfache Methode vor für die Bestimmung der Isolierfähigkeit, aus der Kurve $\lambda = f(p)$, p. bedeutet die Plattenporosität.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 337–339

DK: 621.785.6 : 620.178.1

Ciobanu, I., und *Munteanu, Al.* : **Experimentaluntersuchungen über die Festlegung der Härteunterschiede auf den Querschnitt der wärmebehandelten Teile, auf Grund der Härtbarkeit**

In der Arbeit werden einige Resultate der Experimentaluntersuchungen angeführt im Zusammenhang mit der Festlegung der Härteunterschiede auf den Querschnitt der wärmebehandelten Teile mit Hilfe der Härtbarkeitskurven.

In diesem Sinne wurden die in der Fachliteratur angeführten Kurven untersucht.

Es werden die mit diesen Kurven erhaltenen Abweichungen analysiert und ähnliche, für die Ölhärtung benutzten Kurven, eingezeichnet.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 340–345

DK: 662.749.38 : 536.212.2.

Ciucu, Victoria, Ciucu, I. und *Spoitu, C.* : **Mathematisches Modell für die thermische Zersetzung des Pechs und die Festlegung einiger Zusammenhänge zwischen den physischen Eigenschaften der Peche**

In der Arbeit wird die thermische Zersetzung des Pechs vom mathematischen Standpunkt betrachtet.

Durch die festgelegten Wechselbeziehungen wird der Einfluss des Erweichungspunktes auf die Aktivierungsenergie und den Frequenzfaktor als Gleichung für thermische Zersetzung der Peche, studiert.

Zugleich werden Zusammenhänge zwischen den Erweichungspunkt und andere physische Eigenschaften der Peche festgelegt.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 346–349

DK: 669.046.58 : 546.56–121

Ţibea, V. : **Die Wechselbeziehung zwischen den Kupfergehalt der Schlaeken und die Spannung zwischen den Phasen**

In der Arbeit wird eine Gleichung angegeben über die Wechselbeziehung zwischen die Kupferverluste in Schlacken und die Spannung zwischen den Phasen :

$$X_t = X_0 + 0{,}71 \frac{G_{12}}{\sigma_{12}} \rho_m X_m \sqrt{\frac{h}{gt} \frac{\eta_z}{\rho_m - \rho_z}}$$

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 350–353

DK: 539.374 : 669.131.2

Nicolae, A. : **Untersuchungen über den Einfluss der Legierung mit Schwefel, Blei oder Selenium auf die plastische Verformung und die Mikrorissbildung in der Kontaktzone Werkstück-Werkzeug, bei der Zerspanung von Weisseisen.**

Ausgehend von den möglichen Korrelationen zwischen den metallurgischen Prozessen (Materialriss in der Zerspanungszone, plastische Verformung, Reibung u. s. w.) den technologischen Faktoren (Eigenschaften des bearbeiteten Werkstoffes) und dem Verformungsprozess, wird bewiesen dass durch Legierung mit Schwefel, Blei und Selenium die äussere Beanspruchung verändert wird so dass in der Zerspanungszone die Weisseisen halbzähig wird.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 354–358

DK: 621.73 : 539.374

Popescu, V. I. : **Die Wechselbeziehung zwischen den konventionellen und den gleichwertigen Verschmiedungsgrad beim Schmieden der Baustähle und der ledeburitischen Stähle**

Die Arbeit analysiert die Verbindung zwischen den eigentlichen Verschmiedungsgrad der plastischen Verformung durch Untersuchungen auf vier Stahlmarken.

Es werden die Resultate bezüglich des Risswiderstandes, der Fliessgrenze in Längsrichtung, im Bezug auf die Grösse des Verschmiedungsgrades und das Verhältnis l_0/b_0 beim Schmieden zwischen Flach-und Profilwerkzeugen analysiert.

Metalurgia 31 (1979), nr. 97, p. 359–366

DK: 621.73.06

Dimitriu, S. : **Hydraulisch angetriebene Freiformschmiedepressen.** Betrachtungen über das Antriebssystem und das Gestell.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 367–372

SOMMAIRE

CD : 621–427.4 : 677.72 : 620.169.1

Marius, T. : **Influence des matières premières sur la durée de vie des câbles en acier**

Les facteurs qui ont une incidence sur la durée de vie des câbles en acier se rapportent à la qualité des matières premières employées, aux sollicitations des câbles pendant leur travail, aux conditions techniques de montage et à leur exploitation. L'oeuvre traite sur les facteurs suivants : composition chimique de la matière première ; réduction de section pendant le tréfilage du fil ; processus d'élaboration de l'acier ; influence du procédé de câblage sur la durée de vie des câbles.

Metalurgia 31 (1979) nr. 7, p. 325–328

CD : 621.74.047 : 621–83

Călueanu, D., Miholcă, C., Berbeciu, M. et *Dobrotă, I.* : **Moteurs linéaires à induction dans le processus de coulée continue de l'acier**

L'oeuvre présente la commande électrique par moteur linéaire du mécanisme du répartiteur pour la coulée continue. Les avantages du nouveau système de commande du répartiteur décident sur l'augmentation de la productivité du processus de coulée, par la diminution des temps de régime transitoire.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 329–332

CD : 669.14.018.45 : 620.193.918

Varga, L. et *Fleşer, T.* : **Etude de la dégradation de l'acier thermorésistant 12H1MF à l'aide des méthodes magnétiques**

La perméabilité complexe des éprouvettes cylindriques à ø 6 mm, 1 = 135 mm, en acier thermorésistant 12H1MF, a été mesurée en employant un amplificateur Lock-in avec 2 canaux de détection, fonction de la durée de sollicitation à 700 C et 45 MPa. Le vieillissement de l'acier a été correlé avec la perméabilité magnétique mesurée à des fréquences basses et à des champs de faible intensité. A l'aide de la corrélation obtenue, on a conçu un schéma électrique simple pour mesurer la variation de la perméabilité relative, fonction de la durée de vieillissement.

Metalurgia 31 (1979) p. 7, p. 333–336

CD : 621.744.521.4 : 536.022

Ţuclea, D. et *Neagu, Rodica* : **Certains aspects concernant la détermination de la conductivité thermique des plaques thermoisolantes antiretassure fabriquées en Roumanie**

Outre la détermination de la conductivité thermique des plaques isolantes antiretassure de production roumaine, l'oeuvre propose une voie plus simple et plus rapide pour déterminer la capacité d'isolation de ces plaques : de la courbe $\lambda = b(p)$, ou p est la porosité des plaques.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 337–339

CD : 621.785.6 : 620.178.1

Ciobanu, I. et *Munteanu, Al.* : **Recherches expérimentales concernant la détermination de la variation de dureté sur la section des pièces soumises à un traitement thermique tenant compte de courbes de trempabilité**

Pour déterminer la variation de dureté sur la section des pièces soumises à un traitement thermique, les auteurs ont verifié les courbes de trempabilité présentées dans certaines sources bibliographique (montrant la correspondance entre les points caracterisés par la même vitesse de refroidissement sur les génératrices des éprouvettes de trempabilité et dans la section des pièces cylindriques). On analyse les erreurs obtenues avec ces courbes et on trace une série de courbes semblables, utilisables dans le cas de la trempe à l'huile.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 340–345

CD : 662.749.38 : 536.212.2

Ciucu, Victoria, Ciucu, I. et *Spoitu, Ctin* : **Simulation mathématique du processus de décomposition thermique du brai et la détermination des certaines corrélations entre les propriétés physiques de celui-ci**

L'oeuvre présente l'aspect mathématique du processus de décomposition thermique du brai. Les corrélation établies montrent l'influence du point de ramollissement sur l'énergie d'activation et du facteur de fréquence dans l'équation de la décomposition thermique des brais. De même, on établit les corrélations entre le point de ramollissement et d'autres caractéristiques physiques des brais.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 346–359

CD : 669.046.58 : 546.56–121

Ţibea, V. : **La teneur en cuivre des laitiers, fonction de la tension interphase**

L'oeuvre propose une rélation qui exprime les pertes de cuivre dans les laitiers, fonction de la tension interphase :

$$X_t = X_0 + 0{,}71 \frac{G_{12}}{\sigma_{12}} \rho_m X_m \sqrt{\frac{h}{gt} \frac{\eta_z}{\rho_m - \rho_z}}$$

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 350–353

CD : 539.374 : 669.131.2

Nicolae, H. : **Recherches concernant l'influence de l'alliage avec du soufre, plomb ou sélénium sur les processus de déformation plastique et microfissuration dans la zone de contact pièce-outil, pendant l'usinage des fontes blanches**

En partant des chaînes de corrélations possibles entre les sous-processus métallurgiques (rupture du matériel dans la zone de coupe, déformation plastique, fissuration et friction), les facteurs technologiques (état de sollicitation extérieure et caractéristiques du matériel usiné) et le processus de formage et détachement du copeau, on prouve à l'aide des essais expérimentaux que, par l'alliage avec du S, Pb ou Se on modifie l'état de sollicitation extérieure de la sorte que, dans la zone de coupe les fontes blanches de transforment d'un matériel fragile dans un matériel demi-tenace.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 354–358

CD : 621.73 : 539.374

Popescu, V. I. : **L'interdépendence entre le corroyage conventionnel et le corroyage équivalent pendant le forgeage des aciers de construction et des aciers lédéburitiques**

L'oeuvre analyse la liaison entre le corroyage et le degré réel de déformation plastique fonction de conditions de forgeage, en employant quatre nuances d'aciers forgés dans des conditions différentes. On présente les résultats obtenus pour la résistance à la rupture, la limite d'écoulement longitudinal fonction de la valeur du corroyage et du rapport l_0/b_0, pour le forgeage entre deux outils plans et profilés.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 359–366

CD : 621.73.06

Dimitriu, S. : **Presses de forgeage libre à commande hydraulique.** Considérations sur le système de commande et le cadre de forgeage.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 367–372

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 621–427.4 : 677.72 : 620.169.I

Мариус, Т.: **Влияние сырых материалов на стойкость стальных тросов**

Факторы влияющие на стойкость стальных тросов относятся к: качеству используемых сырых материалов, нагрузки которым подвержены тросы во время функционирования, технические условия монтирования этих и факторы эксплуатации.

В статье трактуются следующие факторы:
— химический состав сырых материалов;
— обжатие по сечению при волочении проволоки;
— способ выплавки стали;
— влияние способа калибрирования.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 325–328

ДК: 621.74.047 : 621–83

Кэлуеану, Д., Михолкэ, К., Бербечу, М. и *Добротэ, И.:* **Линейные индукционные двигатели в процессе непрерывной разливки стали**

Работа представляет электрический привод с линейным двигателем механизма распределителя для непрерывной разливки. Преимущества применения новой системы привода распределителя определяют повышение производительности процесса разливки сокращением времени транзитного режима.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 329–332

ДК: 669.14.018.45 : 620.193.918

Варга, Л. и *Флешер, Т.:* **Изучение повреждения жаропрочной стали 12 Х1 МФ магнитными методами**

Сложная проницаемость цилиндрических образцов (Ø 6мм, длина-135 мм), изготовленных из жаропрочной стали 12 Х1МФ, была измерена усилителем марки Lock-in, с двумя детекторными каналами, в зависимости от длительности нагрузки при 700°С и 45 МПа.

Старение стали соотносилось с магнитной проницаемостью, измеренной при низкой частоте и интенсивности магнитного поля. На основе этой соотносительности разработана простая электрическая схема для практического измерения изменений относительной проницаемости, в зависимости от длительности старения стали.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 333–336

ДК: 621.744.521.4 : 536.022

Цукля, Д. и *Неагу, Родика:* **Некоторые аспекты, касающиеся определения теплопроводности термоизоляционных плит румыских антиусадочных раковин**

Определяется теплопроводность термоизоляционных плит антиусадочных раковин, румынского производства. Также, предлогается определение изоляционной способности более простым и ускоренным путем, из кривой $\lambda = f(p)$ где p — пористость плит.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 337–339

ДК: 621.785.6 : 620.178.I 337–339

Чёбану, И. и *Мунтяну, А.:* **Экспериментальные исследования, касающиеся определения изменения твердости по сечению термообработанных изделий на основе кривых закаливаемости**

В работе представлены некоторые экспериментальные результаты полученные авторами, касающиеся изменения твердости по сечению закаленных изделий с помощью кривых закаливаемости. В этом смысле были проведены проверки кривых, представленных в некоторых библиографических источниках, изображающих соотношение между точками, характеризуемые одинаковой скоростью охлаждения с образующей проб закаливаемости и из сечения цилиндрических изделий. Анализируются полученные ошибки этими кривыми и были проведены ряд подобных используемых кривых в случае масленной закалки.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 340–345

ДК: 662.749.38 : 536.212.2

Чюку, Виктория, Чюку, И. и *Споиту, К.:* **Математическое моделирование процесса термического разложения смолы и уточнение некоторых соотношений между физическими характеристиками её**

В работе представлен математический аспект процесса термического разложения смолы.

Установленными соотношениями устанавливается влияние точки размягчения на энергию активации и фактора частоты, появляющегося в уравнении термического разложения смолы.

Также устанавливаются соотношения между точкой размягчения и другими физическими характеристиками смол.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 346–349

ДК: 669.046.58 : 546.56–121

Цибя, В: **Зависимость содержания меди в шлаках межфазного напряжения**

В работе предлогается соотношение выражающее зависимость потери меди в шлаках межфазного напряжения.

$$X_t = X_0 + 0{,}71\,\frac{G_{12}}{\sigma_{12}}\,\rho_m\,X_m\,\sqrt{\frac{h}{gt}\,\frac{\eta_z}{\rho_m - \rho_z}}$$

Metalurgia 31 (979), nr. 7, p. 350–353

ДК: 539.374 : 669.131.2

Николае, А.: **Исследования, касающиеся влияния легирования с серой, свинцом или селеном на процессы пластической деформации и микротрещиности в контактной зоне изделие-инетрумент при резание отбелого чугуна**

Исходя из возможных соотношений между металлургическими подпроцессами (разрыв материала в зоне резания, пластическая деформация, трещинообразование и трение), технологическими факторами (состояние наружной нагрузки и характеристик обрабатываемого материала) и процессом образования и выделения стружки доказывается экспериментальными опробованиями что легированием с серой, свинцом или селеном изменяется состояние внешней нагрузки, таким образом что в зоне резания белые чугуны превращаются из ломкого материала в другой полувязкий.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 354–358

ДК: 621.73 : 539.374

Попеску, В. И.: **Взаимная связь между условной осадкой и эквивалентной осадкой при ковке конструкционных и ледебуритных сталей**

Работа анализирует связь между осадкой и реальной степени пластической деформации в зависимости от условий ковки, на основе четырех марок кованных сталей в различных условиях.

Представлены полученные результаты, касающиеся сопротивлению разрыву, пределу текучести в поперечном направлении в зависимости от величины осадки и отношения l_0/b_0, при ковке плоскими и сортовыми инструментами.

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 359–366

ДК: 621.73.06

Димитриу, С.: **Свободно ковочный пресс с гидравлическим приводом. Соображения, касающиеся системы привода и кадра ковки.**

Metalurgia 31 (1979), nr. 7, p. 367–372

METALURGIA 7 1979

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR SI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA

Ing. T. Marius
Uzina „Cablul Românesc" — Ploieşti

Influenţa materiilor prime asupra durabilităţii cablurilor din oţel

C.Z. 621—4274:677·72:620.169.1

Cablurile din oţel constituie un element important în funcţionarea majorităţii instalaţiilor de ridicat şi transportat cum sînt : instalaţii de extracţie minieră, instalaţii de foraj, ascensoare, excavatoare, instalaţii pentru exploatări forestiere etc. Se poate spune că aceste organe de maşini sînt utilizate în cele mai diferite domenii de activitate din viaţa economică a unei ţări.

Dată fiind puternica solicitare a sîrmelor ce compun produsul, se impune folosirea unor materiale de calitate caracterizate atît prin rezistenţă, cît şi prin uniformitatea calităţii [7].

Factorii de influenţă asupa durabilităţii cablurilor, legaţi de calitatea materiei prime, se referă la :

Compoziţia chimică a sîrmei din oţel. Fabricarea cablurilor are la bază oţelul carbon de calitate cu conţinut mediu de carbon. Acesta variază în funcţie de rezistenţa şi diametrul sîrmelor utilizate, fiind cuprins între 0,4 şi 0,8 % în mod curent, în unele ţări pînă la 0,85 % (R.S.C.), 1 % (R.D.G.) cu tendinţa către limita de 1,2 %. Se obţin astfel rezistenţe ale sîrmelor cuprinse între 1 180 şi — 1 960 N/mm², STAS 1298—74.

Pentru cablurile destinate construcţiilor de funiculare, corelaţia între diametru şi conţinutul de carbon rezultă din tabelul 1.

Tabelul 1

Corelaţia între diametrul sîrmei şi conţinutul de carbon pentru cablurile destinate fabricaţiei de funiculare

Diametrul sîrmei, mm	Conţinutul de carbon în % la sîrmele trefilate pentru funiculare		
	140, kgf/mm²	160, kgf/mm²	180—200, kgf/mm²
≥2,5	0,7	0,8	0,9
≥2,0—2,5	0,65	0,75	0,8
≥1,5—2,0	0,60	0,70	0,75
≥1,0—1,5	0,55	0,60	0,70
÷1,0	0,5	0,55	0,60

Influenţa C determină şi caracteristicile mecanice şi tehnologice ale sîrmelor din oţel. Astfel unei creşteri de 0,1 %C în conţinutul oţelului îi corespunde o creştere de rezistenţă la rupere de 7—12 daN/mm² [3].

Sînt influenţate de asemenea solicitările de încovoiere alternată (îndoire), de răsucire, alungire (%) şi probele de oboseală.

Cum dintre solicitările mecanice ale sîrmelor cea mai concludentă este proba de răsucire, diferitele încercări pe sîrme cu diferite conţinuturi de carbon [3] au scos în evidenţă, aşa cum rezultă din figura 1, corelaţia dintre reducerea de secţiune la trefilare şi obţinerea unui număr maxim de răsuciri ale sîrmei pînă la rupere.

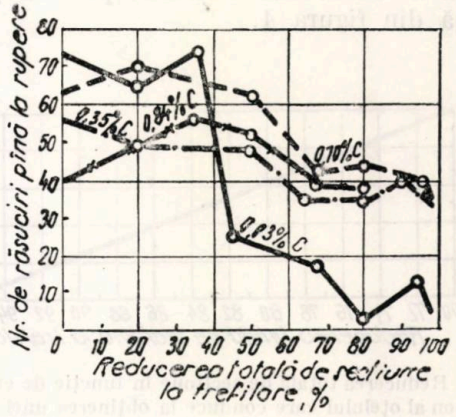


Fig.1. Influenţa conţinutului de carbon al oţelului asupra numărului de răsuciri pînă la ruperea sîrmei

Probele de răsucire (torsiune) atestă superioritatea sa faţă de întinderea axială sau proba de încovoiere alternată, pentru faptul că pune în evidenţă toate defectele de suprafaţă ale sîrmei : crestături, loviri, decarburări locale, tratament termic necorespunzător.

Acest lucru se constată atît prin îndesirea pasului de răsucire în zona defectului, cît şi prin natura rupturii respective.

În figura 2 este redată forma unei secţiuni normale, iar în figura 3, o ruptură în formă de lingură, cauzată de o patentare incorectă.

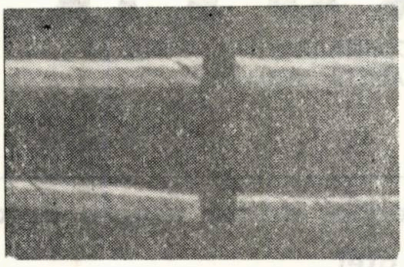


Fig. 2. Secţiunea normală a unei sîrme solicitate la torsiune

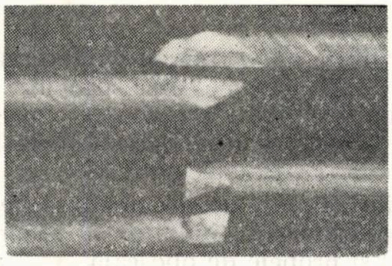


Fig. 3. Secţiunea în formă de lingură a unei sîrme solicitate la răsucire din cauza unui tratament termic necorespunzător

Reducerea de secţiune [3] la trefilarea sîrmei în funcţie de conţinutul de C, pentru diferite mărci de oţeluri, în vederea obţinerii numărului maxim de încovoieri alternate pînă la rupere, rezultă din figura 4.

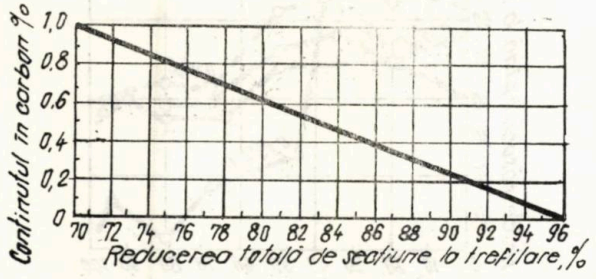


Fig. 4. Reducerea totală de secţiune în funcţie de conţinutul de carbon al oţelului care conduce la obţinerea unei sîrme cu număr maxim de îndoiri alternate pînă la rupere

Se observă că la un procent maxim de carbon de 0,6 % reducerea totală de secţiune la trefilare, care să asigure un număr maxim de îndoiri, nu poate depăşi 80 %. Această concluzie este necesară în vederea stabilirii unei tehnologii corecte de trefilare a sîrmei, pentru încadrarea în solicitarea de încovoiere stabilită în standarde.

Celelalte elemente chimice din compoziţia oţelului influenţează durabilitatea cablurilor astfel : manganul intervine în procesul de dezoxidare a oţelului. În proporţie de 0,4—0,6 %, prin formarea MnS, reduce influenţa dăunătoare a sulfului din oţel. De asemenea, manganul măreşte rezistenţa de rupere şi limita de curgere a oţelului. La fabricarea cablurilor se folosesc oţeluri cu conţinut de mangan pînă la 1 %. S-a constatat că cablurile fabricate din sîrme de oţel, cu conţinut de mangan către limita superioară, au o durabilitate mai mare în exploatare [3]. Conţinuturi de mangan mai mari de 1 % măresc prea mult durata de transformare a austenitei la patentare.

Siliciul participă de asemenea la dezoxidarea oţelului şi duce la o structură omogenă a acestuia, îmbunătăţind prin aceasta caracteristicile mecanice ale sîrmei pentru cabluri. Pe de altă parte, siliciul influenţează negativ decaparea sîrmei şi sub formă de oxizi duri uzează puternic filierele în timpul trefilării [5]. După unii autori [3], siliciul, în proporţie mai mare de 0,25 % în oţel, poate duce la apariţia de tensiuni interne şi de aceea se recomandă să nu se depăşească această limită.

Sulful în oţel dă fragilitate la cald, micşorează rezistenţa la coroziune, înrăutăţeşte condiţiile de zincare şi are tendinţă de segregare. Pentru oţeluri destinate fabricării sîrmelor de cabluri, conţinutul de sulf se limitează la maximum 0,03 %.

Fosforul dă fragilitatea la rece a oţelului, scade proprietăţile mecanice, înrăutăţeşte condiţiile de zincare şi are tendinţă de segregare, de aceea conţinutul de fosfor se limitează la 0,03 %. Avînd asupra oţelului influenţe similare cu cele ale sulfului, conţinutul cumulat de sulf şi fosfor, la oţelurile pentru cabluri, se limitează la maximum 0,05 %.

Nichelul măreşte rezistenţa de rupere şi limita de curgere, dar micşorează alungirea oţelului. Pînă la un conţinut de 0,30 %, efectele nichelului sînt neînsemnate.

Cromul încetineşte transformarea izotermică a austenitei în timpul patentării sîrmei şi influenţează negativ structura şi condiţiile de deformare. De aceea este de dorit ca cromul să nu depăşească proporţia de 0,10 % în oţelurile pentru cabluri [3].

Cuprul reduce viteza de transformare a austenitei la patentarea sîrmei din oţel cu conţinut ridicat de carbon şi micşorează sensibil rezistenţa la oboseală a acesteia. De aceea, conţinutul de cupru se limitează la 0,25 % [3].

Aluminiul, chiar în proporţii foarte mici (0,03—0,07 %), accelerează în mare măsură transformarea austenitei la patentare, ceea ce duce la o structură neomogenă, legată de o micşorare a rezistenţei de rupere a sîrmelor pentru cabluri. Oxizii de aluminiu reduc proprietăţile de plasticitate ale oţelului. Din aceste motive, unii autori [5] consideră că trebuie să se renunţe complet la dezoxidarea cu aluminiu a oţelurilor pentru sîrme de cablu, dezoxidarea acestor oţeluri urmînd a se face cu silico-calciu.

Influența gradului de deformare a sîrmei la trefilare. Caracteristicile mecanice și tehnologice ale sîrmei sînt determinate în afară de compoziția chimică și de gradul de deformare a sîrmei, prin operația de trefilare.

E vorba atît de reducerea unitară de secțiune la o singură trecere prin filieră, cît și de reducerea totală de trefilare, avînd în vedere diametrul final rezultat față de cel inițial introdus la trefilare.

În figura 5 sînt reprezentate diagramele care arată că la un raport $\frac{D}{d}$ reducerea unitară de secțiune, pentru un număr maxim de cicluri pînă la rupere, nu poate depăși 20%, iar cea totală, 75—80%, după cum rezultă din figura 6.

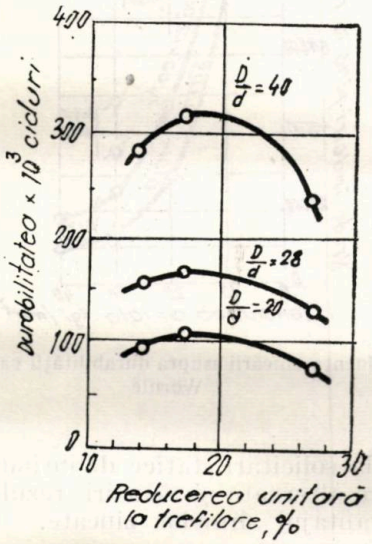


Fig. 5. Influența reducerii unitare la trefilarea sîrmei asupra durabilității cablurilor

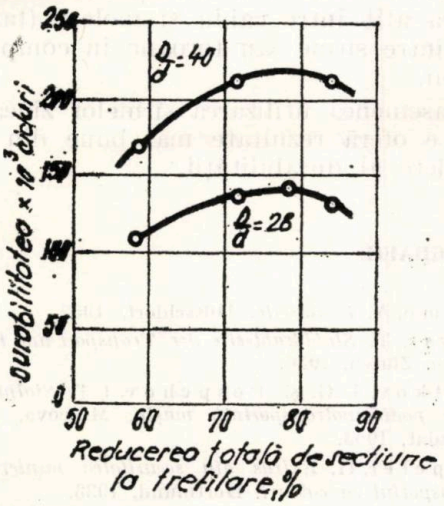


Fig. 6. Influența reducerii totale de secțiune la trefilarea sîrmei asupra durabilității cablurilor

Influența materiilor prime utilizate în elaborarea oțelului. Sortarea materiilor prime și modul de elaborare a oțelului au o influență mare asupra durabilității cablurilor. Astfel, cablurile fabricate din oțel elaborat în cuptoare Martin, după procedeul fier vechi-fontă-minereu, sînt cu 15—20% mai durabile decît cele fabricate din oțel după procedeul fier vechi-fontă [5].

Experiențele făcute [3] au arătat că sîrmele fabricate din oțel elaborat cu materii prime impure, nesortate, prezintă o mare neomogenitate a proprietăților mecanice și tehnologice, deși valorile lor medii sînt comparabile cu cele obținute, utilizînd oțeluri elaborate îngrijit.

În figura 7 se scoate în evidență calitatea materiilor prime utilizate la elaborarea oțelului de aceeași compoziție chimică, dar la care diferă calitatea fontei folosite la elaborarea oțelului. După cum se vede, cablurile din oțel elaborate cu fontă obținută în furnal cu mangal au o durabilitate cu aproape 50% mai mare decît cea a cablurilor din oțel elaborat cu fontă obținută în furnal cu cocs.

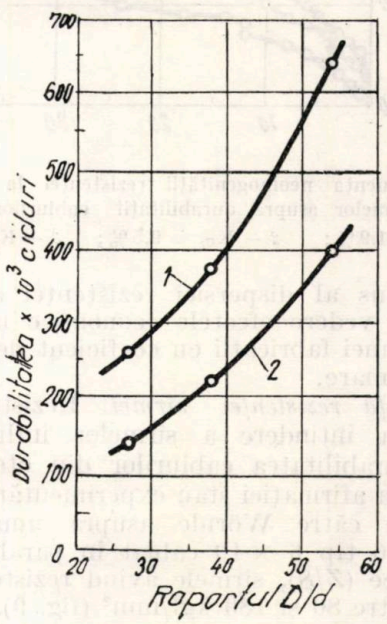


Fig. 7. Influența calității fontei asupra durabilității cablurilor din oțel:
1 — fontă elaborată cu mangal; *2* — fontă elaborată cu cocs

Omogenitatea caracteristicilor sîrmelor în cablu. Omogenitatea caracteristicilor mecanice și tehnologice ale sîrmelor este o cerință de mare importanță în fabricația de cabluri.

STAS 1352—74 arată că diferența dintre sarcina de rupere prin tracțiune a fiecărei sîrme și sarcina medie de rupere a tuturor sîrmelor componente ale cablului nu trebuie să fie mai mare de ± 15% pentru cele cu rezistența mai mică de 180 daN/mm² și ± 10% pentru cele cu rezistența de 180 daN/mm².

Influența gradului de neomogenitate a rezistenței la rupere a sîrmelor asupra durabilității

a fost studiată în lucrarea [3]. Din figura 8 se observă că la cablul cu coeficientul de neomogenitate 9,9 % durabilitatea este cu circa 40 % mai mică decît cea a cablului cu coeficient de neomogenitate 1,9 %. Rezultă deci multă grijă și preocupare pentru fabricarea de sîrme cu

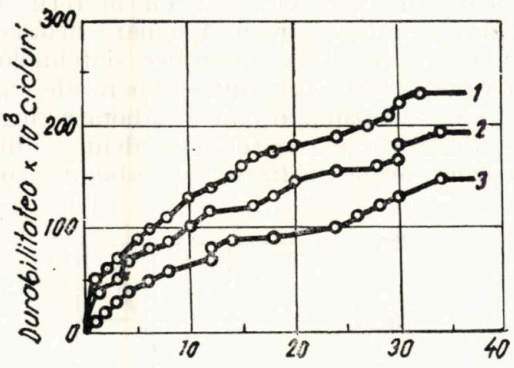


Fig. 8. Influența neomogenității rezistenței la rupere a sîrmelor asupra durabilității cablurilor:
1 — $K\sigma_r = 1{,}9\,\%$; *2* — $K\sigma_r = 9{,}5\,\%$; *3* — $K\sigma_r = 9{,}9\,\%$

grad redus al dispersiei rezistenței acestora, avînd în vedere efectele economice nefavorabile ale unei fabricații cu coeficient de neomogenitate mare.

Influența rezistenței sîrmei. Rezistența de rupere la întindere a sîrmelor influențează direct durabilitatea cablurilor din oțel.

La baza afirmației stau experimentările efectuate de către Wörnle asupra unui cablu cu $d = 16$ tip 6×19 cablat în paralel (Z/Z) și în cruce (Z/S), sîrmele avînd rezistențe cuprinse între 80 și 180 kgf/mm² (fig. 9).

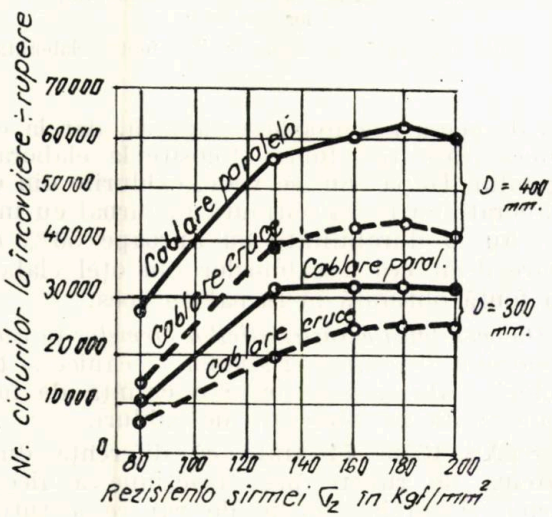


Fig. 9. Influența rezistenței sîrmei asupra durabilității cablurilor

Rezultatele atestă superioritatea sortimentelor cablate paralel Z/Z față de cele cablate în cruce, acestea din urmă avînd un contact punctiform mai pronunțat în comparație cu primele, durabilitatea maximă prezentînd-o sîrmele cu rezistența cuprinsă între 160 și 180 kgf/mm².

Pe de altă parte rezultă că și diametrul rolei tamburului influențează în mod proporțional creșterea durabilității.

Același tip de cablu, cu aceleași caracteristici tehnologice de execuție, deosebite doar de aspectul sîrmei, atestă superioritatea cablurilor zincate (fig. 10) în probele de durabilitate, în

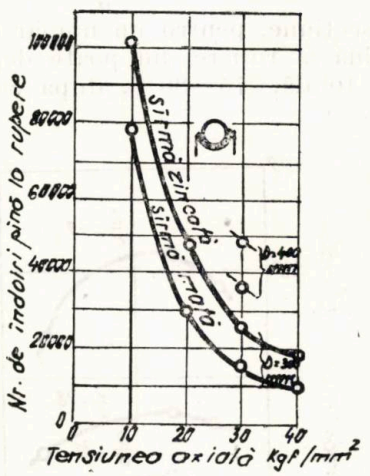


Fig 10. Influența zincării asupra durabilității cablurilor după Wörnle

timp ce la solicitări statice de întindere axială, încovoiere alternată și răsuciri rezultatele sînt în dezavantajul sîrmelor zincate.

Autorii [1], [2] atribuie superioritate cablurilor zincate la solicitarea de oboseală pe seama zincului ca metal de antifricțiune, care reduce frecarea atît între cablu și moletă (tambur), cît și între sîrme sau toroane în componența cablului.

De asemenea utilizarea sîrmelor zincate retrefilate oferă rezultate mai bune din punct de vedere al durabilității.

BIBLIOGRAFIE

[1] P o m p, A. *Drahtseile.* Düsseldorf, 1952.

[2] W y s s, T. *Stahldrahtseile der Transport-und Förderanlagen.* Zürich, 1956.

[3] K i t k o v, D.G. și P o s p e h o v, I. T. *Stalnie kanati dlia podiomnotransportnîh mașin.* Moscova, Metallurghizdat, 1953.

[4] A l p e t e r, H. *Extras din securitatea minieră pentru transportul cu cabluri.* Dortmund, 1936.

[5] I u h v e ț, I. A. *Volocilnoe proizvodstvo.* Moscova, Metallurghizdat, 1954.

[6] W ö r n l e, R. *Einflüsse auf die Lebensdauer von Seilen.* Düsseldorf, V.D.I. vol. 78, 1934, p. 1492.

[7] M a r i u s, T. *Durabilitatea cablurilor din oțel.* Sesiunea de comunicări științifice, Timișoara, 1977.

Dr. ing. D. Călueanu, ing. C. Miholcă,
ing. M. Berbeciu și ing. I. Dobrotă

Universitatea din Galați

Motoare liniare de inducție în procesul de turnare continuă a oțelului

CZ: 621.74.047:621–83

Procesul de turnare continuă a oțelului ocupă în siderurgie un loc deosebit de important datorită avantajelor pe care le prezintă.

În prezent la distribuitoarele pentru turnarea continuă, întîlnite în siderurgie, se utilizează pentru închiderea și deschiderea orificiului de evacuare a metalului topit dispozitive cu acționare mecanică, hidraulică și cu motoare electrice rotative.

Indiferent de modul de acționare a mecanismului de închidere-deschidere a orificiului pentru evacuarea metalului topit din distribuitor, sistemul de acționare a acestui mecanism trebuie să corespundă următoarelor cerințe:

— să realizeze închiderea și deschiderea rapidă a orificiului de evacuare a distribuitorului;

— să asigure reglarea debitului de metal topit în timpul procesului de turnare cu precizie bună;

— să nu introducă impurități în coloana de metal topit;

— să permită înlocuirea rapidă a elementelor active (cele în contact direct cu metalul topit), la un cost avantajos;

— să corespundă din punct de vedere al normelor de tehnica securității muncii din metalurgie.

Dintre soluțiile de acționare amintite mai sus, acționarea electrică a mecanismelor distribuitoarelor de la turnarea continuă prezintă cele mai importante avantaje.

Astfel, acționarea electrică a mecanismului distribuitorului de turnare continuă este o problemă de actualitate în metalurgie care nu a fost soluționată pînă în prezent. Acționarea electrică elimină o serie de dezavantaje întîlnite în acționările mecanice și hidraulice, printre care se pot aminti:

— timpi mari de manevră urmați de o productivitate scăzută a procesului de turnare;

— adaptarea greoaie a dispozitivelor de acționare amintite la un sistem de reglare automată a debitului, în cazul automatizării procesului de turnare;

— necesitatea înlocuirii, după fiecare șarjă, a dopului ce constituie elementul activ al mecanismului distribuitorului, fapt care duce la pierderi de materiale și manoperă.

Plecînd de la necesitatea acționării electrice a mecanismelor distribuitoarelor pentru turnarea continuă, Catedra de electrotehnică și automatizări a Universității din Galați a conceput și realizat acționarea cu motor liniar a distribuitorului de la turnarea continuă a oțelului.

Realizarea unui sistem complex de acționare cu motor liniar de inducție a mecanismelor de închidere-deschidere a gurii de evacuare a metalului topit din distribuitor a avut la bază avatajele certe pe care le prezintă motorul liniar în acționarea sistemelor cu mișcare de translație. În acest sens s-au efectuat cîteva modificări la distribuitor. Astfel, dopul *1*, cu poziție verticală în distribuitor (acționat mecanic) ca în figura 1, este înlocuit cu un ser-

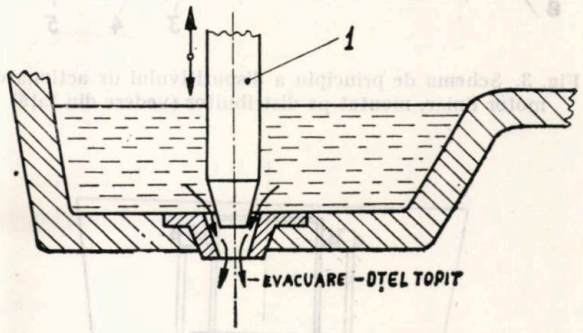


Fig. 1. Secțiune prin distribuitorul (nemodificat) cu dop de oțel

tar *2* care are, ca elemente principale, două plăci refractare, una fixă *3* și cealaltă culisantă *4*, ambele prevăzute cu găuri pentru evacuarea oțelului topit, așa cum se observă în figura 2. Etanșeitatea între plăcile refractare *3* și *4* este asigurată prin arcurile de presiune *5*, prevăzute cu posibilități de reglare a forței de strîngere.

Schema de acționare cu motor liniar și caracteristicile ei. Schema de principiu a dispozitivului de acționare cu motor liniar a sertarului culisant, pentru închiderea și deschiderea gurii de evacuare a oțelului din distribuitor, este prezentată în figurile 3 și 4 (figuri complementare).

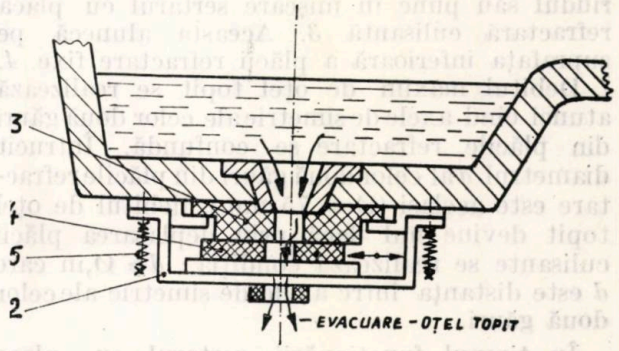


Fig. 2. Secțiune prin distribuitorul (modificat) cu sertar culisant

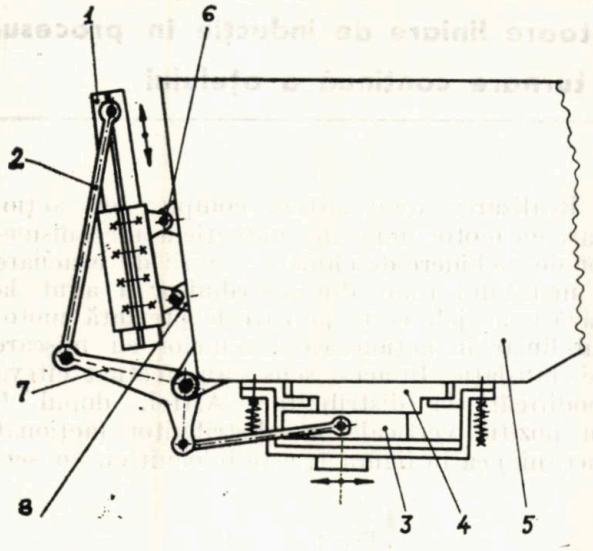


Fig. 3. Schema de principiu a dispozitivului de acționare cu motor liniar, montat pe distribuitor (vedere din față)

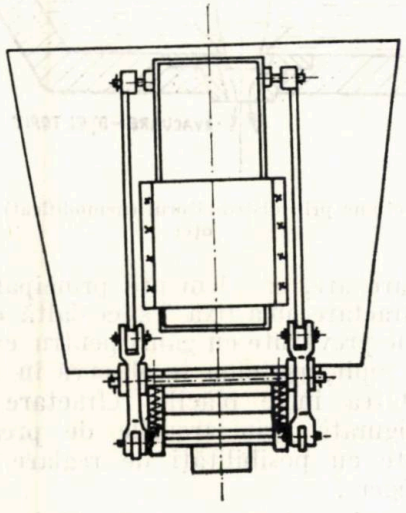


Fig. 4. Schema de principiu a dispozitivului cu sertar culisant acționat cu motor liniar (vedere din stinga)

Ansamblul motor liniar *1*, montat prin bolțurile speciale *6* de corpul distribuitorului *5*, acționează prin intermediul pîrghiei *2* asupra unui sistem de multiplicare a forței *7*, care la rîndul său pune în mișcare sertarul cu placa refractară culisantă *3*. Aceasta alunecă pe suprafața inferioară a plăcii refractare fixe *4*.

Debitul maxim de oțel topit se realizează atunci cînd axele de simetrie ale celor două găuri din plăcile refractare se confundă. Întrucît diametrul a al celor două găuri din plăcile refractare este același ($Ø = 75$ mm), debitul de oțel topit devine nul dacă prin deplasarea plăcii culisante se realizează condiția : $d \geqslant Ø$, în care d este distanța între axele de simetrie ale celor două găuri.

În timpul funcționării, sertarul cu placa refractară culisantă *3* execută o mișcare rectilinie alternativă. Lungimea cursei realizată de placa culisantă este impusă prin schema de comandă a motorului liniar și limitată în ambele sensuri cu ajutorul limitatoarelor de cursă.

În cazul deteriorării plăcilor refractare de etanșare este prevăzută posibilitatea înlocuirii rapide a acestora și în timpul procesului de turnare, utilizînd un dispozitiv pneumatic special.

Avînd în vedere temperatura relativ mare (400—500°C) ce se dezvoltă în jurul gurii de evacuare, s-a urmărit amplasarea motorului liniar de acționare în poziție verticală pe peretele lateral (rece) al distribuitorului. În acest sens au fost necesari doi suporți *8* pentru fixarea motorului liniar, care s-au montat pe corpul distribuitorului prin sudare.

La dimensionarea motorului liniar de acționare *1* s-au luat în considerare forțele rezistente critice, care apar în condițiile cele mai grele de lucru și anume :

— scăderea gradului de fluiditate a oțelului topit ;

— creșterea aderenței metalului topit pe suprafața celor două plăci refractare.

În aceste condiții valoarea forței rezistente s-a estimat la $F_r = 8 \cdot 10^4$ N [1].

Prin sistemul de pîrghii *2* s-a realizat o demultiplicare a forței rezistente, în vederea reducerii puterii și gabaritului motorului liniar de acționare. Astfel, prin coeficientul de demultiplicare a forței $K = 2$, a rezultat forța F ce trebuie dezvoltată de motorul liniar :

$$F = \frac{F_r}{K} = 4 \cdot 10^4 \text{N} \qquad (1)$$

Ținînd seamă de cerințele tehnologice ale procesului de turnare continuă [1] și de posibilitățile de reglare a debitului de oțel topit, s-a impus realizarea unui motor liniar de inducție care dezvoltă forțe mari la viteze relativ mici.

Realizarea unui astfel de motor a fost posibilă deoarece viteza de sincronism la un motor liniar de inducție nu depinde de forța dezvoltată de acesta, conform expresiei :

$$V_1 = 2 \cdot \tau_p \cdot f, \text{ m/s} \qquad (2)$$

în care : V_1 este viteza sincronă ;
τ_p — lungimea pasului polar, m ;
f — frecvența rețelei de alimentare, Hz.

Parametrii esențiali pentru motorul realizat sînt :

— viteza asincronă $v_2 = 0{,}09$ m/s ;
— viteza sincronă $v_1 = 0{,}1$ m/s ;
— alunecarea $S = 10\,\%$;
— puterea nominală $P_N = 5$ kW.

S-a ales soluția constructivă cu dublu inductor, deoarece prin aceasta s-a dublat forța

utilă şi s-au anihilat forţele transversale de atracţie între indus şi inductor.

Forţa dezvoltată de motorul liniar de inducţie este dată de relaţia:

$$F = \frac{3I^2 \frac{R_2'}{S} G^2 \cdot K}{\left(\frac{1}{S^2} + G^2\right) v_1} \qquad (3)$$

unde: I este curentul statoric pe fază;

R_2' — rezistenţa indusului pe fază raportată la inductor;

S — alunecarea;

G — factorul de calitate;

K — coeficientul de corecţie, funcţie de efectele de capăt;

v_1 — viteza de sincronism.

Întrucît condiţiile tehnologice legate de procesul turnării impun o forţă mare la pornire, necesară spargerii crustei ce se formează la periferia coloanei de metal topit, motorul liniar de acţionare s-a dimensionat ţinînd seamă de expresia forţei critice dedusă în [2]:

$$F_c = \frac{3}{2} \cdot \frac{I^2 R_2' G K}{v_1} \qquad (4)$$

Pentru obţinerea forţei critice impuse s-a urmărit obţinerea unei valori ridicate a factorului de calitate ($G > 10$) prin stabilirea corespunzătoare a următorilor parametri:

ρ_i — rezistivitatea indusului;

δ — grosimea întrefierului;

l_i — lăţimea indusului.

De asemenea, forţa critică a fost mărită odată cu creşterea coeficientului de corecţie K, prin diminuarea efectului de capăt longitudinal [3]. Acest lucru s-a realizat prin stabilirea unui raport $\geqslant 3/1$ între lungimea şi lăţimea inductoarelor.

Caracteristica forţă — alunecare a motorului liniar realizat are alura din figura 5 şi corespunde cerinţelor tehnologice de la turnarea continuă, întrucît forţa maximă trebuie dezvoltată la pornire (pentru $S = 1$).

Întrucît motorul va lucra aproape în exclusivitate în regim dinamic, la proiectarea şi realizarea acestuia s-au avut în vedere următoarele:

— izolaţiile de crestătură, izolaţiile frontale, benzile şi tuburile folosite se încadrează în clasa H de izolaţie (180°C);

— impregnarea cu lac C 82 a inductoarelor s-a făcut în instalaţii de impregnare sub vid şi presiune de azot, după ce inductoarele au fost preîncălzite la o temperatură de 40—60°C.

În figura 6 este redată imaginea instalaţie de acţionare cu motor liniar a dispozitivului cu sertar culisant.

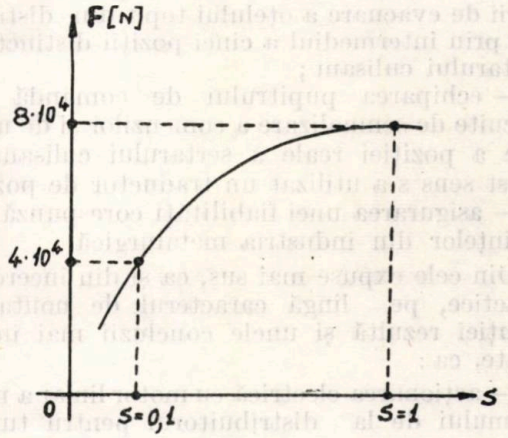


Fig. 5. Caracteristica forţă-alunecare a motorului liniar realizat pentru acţionarea dispozitivului cu sertar culisant

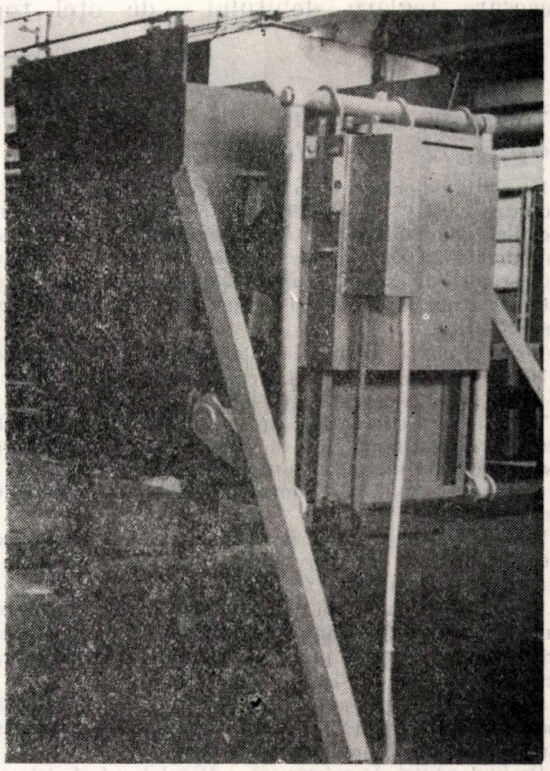


Fig. 6. Imaginea instalaţiei de acţionare cu motor liniar a dispozitivului cu sertar culisant

Particularităţile schemei electrice de comandă. În proiectarea schemei electrice de comandă a motorului liniar de inducţie ce antrenează sertarul culisant, în vederea închiderii şi deschiderii orificiului de evacuare a oţelului topit, s-a avut în vedere o serie de particularităţi şi anume:

— posibilitatea comandării de la distanţă a motorului liniar cu dublu inductor, în ambele sensuri de deplasare a indusului;

— asigurarea protecţiei la suprasarcină, scurtcircuit, tensiune minimă şi fine-cursă;

— posibilitatea efectuării comenzilor automate şi manuale de închidere şi deschidere a gurii de evacuare a oţelului topit din distribuitor prin intermediul a cinci poziţii distincte ale sertarului culisant;

— echiparea pupitrului de comandă cu circuite de semnalizare a comenzilor şi de urmărire a poziţiei reale a sertarului culisant. În acest sens s-a utilizat un traductor de poziţie;

— asigurarea unei fiabilităţi corespunzătoare cerinţelor din industria metalurgică.

Din cele expuse mai sus, ca şi din încercările practice, pe lîngă caracterul de noutate al soluţiei rezultă şi unele concluzii mai importante, ca:

— acţionarea electrică cu motor liniar a mecanismului de la distribuitorul pentru turnare continuă determină creşterea productivităţii procesului de turnare prin reducerea timpilor de regim tranzitoriu, între comenzile succesive necesare reglării debitului de oţel topit;

— este pentru prima dată în ţară cînd s-a dat o soluţie de acţionare electrică a procesului de turnare continuă;

— comparativ cu acţionarea electrică clasică, existentă pe plan mondial (motor electric rotativ + reductor reversibil), acţionarea cu motor liniar de inducţie elimină reductorul reversibil, iar sistemul de acţionare devine mai simplu şi cu o fiabilitate mărită.

BIBLIOGRAFIE

[1] Munteanu, V. şi Orănescu, A. *Asupra mecanismului de închidere cu sertar culisant pentru recipiente de turnare a oţelului.* A doua conferinţă de tehnologii noi, vol. I. Universitatea din Galaţi, decembrie, 1977.

[2] Călueanu, D., Banu, E., Berbeciu, M., Miholcă, C., Dobrotă, I. şi Cloşcă, C. *Contribuţii privind acţionarea cu motoare liniare a căruciorelor de remorcat modele navale în bazine.* Sesiunea ştiinţifică a specialiştilor în domeniul construcţiei de nave. Universitatea-ICEPRONAV, 10—12 decembrie, 1976.

[3] Călueanu, D., Dobrotă, I., Berbeciu, M. şi Miholcă, C. *O metodă de compensare a efectelor de capăt longitudinale la motorul liniar de inducţie.* A doua conferinţă de tehnologii noi, vol. I. Universitatea din Galaţi, decembrie, 1977.

TÎRGUL DE PRIMĂVARĂ

Leipzig, 11—18 martie 1979

La ediţia de primăvară a Tîrgului din Leipzig, care a avut loc între 11 şi 18 martie 1979 sub motto-ul „Pentru comerţ mondial neîngrădit şi pentru progres tehnic", au participat aproximativ 9 000 de întreprinderi de comerţ exterior şi întreprinderi de export din circa 60 de state, care au prezentat ultimele realizări tehnice şi o gamă largă de produse noi şi perfecţionate.

Tîrgul a purtat amprenta a două evenimente importante: a 30-a aniversare a creării Republicii Democrate Germane şi 30 de ani de existenţă a CAER.

Tradiţionalul tîrg de la Leipzig a constituit şi în acest an, pentru reprezentanţii firmelor comerciale şi vizitatorii de specialitate din întreaga lume, un punct de atracţie în ceea ce priveşte activitatea comercială şi largul schimb de experienţă.

Firmele participante au prezentat în cadrul ofertei lor numeroase produse care corespund exigenţelor impuse în prezent pe plan mondial.

Vizitatorii tîrgului, din peste 100 de ţări, au avut ocazia să cunoască realizările tehnice de vîrf ale ţărilor participante, prin produsele noi şi perfecţionate expuse pe o suprafaţă de circa 340 000 m².

Deosebit de importantă a fost prezenţa economică a ţărilor socialiste, concretizată printr-un mare număr de produse de vîrf şi procedee tehnologice moderne.

Profilul ediţiei de primăvară a tîrgului a fost determinat de oferta prezentată în domeniul metalurgiei, industriei constructoare de maşini şi instalaţii, electrotehnicii, tehnicii de automatizare şi electronicii, tehnicii informaţionale etc.

În cadrul celor 250 de grupe de produse din domeniul metalurgiei, la tîrg s-a prezentat întreaga paletă a producţiei din metalurgia feroasă şi neferoasă.

R. S. România a fost reprezentată, în cadrul celei de-a 30-a participări jubiliare, de 14 întreprinderi de comerţ exterior din 10 ramuri, care au expus pe o suprafaţă de circa 2 000 m². Participarea consecventă la tîrg şi calitatea sporită a produselor româneşti au fost răsplătite pînă în prezent prin 20 de medalii de aur pentru R.S.R. şi prin 8 medalii de onoare, de aur, acordate unor instituţii şi cetăţeni din R.S.R.

4 200 de întreprinderi de comerţ exterior şi industriale din Republica Democrată Germană au demonstrat, prin produsele lor, dezvoltarea înregistrată de economia ţării gazdă pe parcursul a 30 de ani.

Metalurgia R. D. Germane a fost reprezentată de mai multe combinate şi întreprinderi de comerţ exterior, dintre care amintim: VEB Qualitäts-und Edelstahl-Kombinat, Hennigsdorf; Rohrkombinat, Riesa; Bandstahlkombinat „Herman Matern", Einsenhüttenstadt; Mansfeld Kombinat Wilhelm Pieck şi Bergbau-und Hüttenkombinat „Albert Funk", Freiberg şi întreprinderile de comerţ exterior „Metallurgiehandel GmbH şi Invest-Export.

VEB Schwermaschinenbau-Kombinat „Ernst Thälmann" (SKET), împreună cu întreprinderea de comerţ exterior „Invest-Export" a prezentat 18 exponate originale şi numeroase machete de instalaţii, printre care şi macheta laminorului continuu de profile mijlocii şi uşoare pentru oţeluri superioare, executat pentru R. S. România. Dintre exponatele prezentate de SKET la tîrg amintim:

— laminoare de sîrmă de mare productivitate, pentru o gamă largă de oţeluri;
— laminoare continue de profile mijlocii şi uşoare;
— maşini de cablat rapid, în construcţie duplex, tip MSD 2/4 160 şi seriile SRK şi SRN;
— maşină de trefilat multiplă UDZSATO 631;
— maşină de fabricat plase de sîrmă tip UDAFV;
— maşină de înfăşurat în spirală tip MSW;
— foarfece de 8000 kN.

VEB Qualitäts-und Edelsthal-Kombinat, Henningsdorf, a prezentat o gamă largă de profile speciale din seria IPE, caracterizate prin greutate redusă şi moment de rezistenţă ridicat; oţel beton ST I — IV şi roţi de lanţ forjate.

Dintre produsele prezentate de VEB Rohrkombinat-Riesa amintim: ţevi din oţeluri înalt aliate, inoxidabile, antiacide şi refractare; ţevi din oţel căptuşite în interior cu material plastic; ţevi din oţel cu înveliş din polietilenă; ţevi fără sudură etc.

În afara gamei largi de produse prezentate, în cadrul tîrgului s-au organizat numeroase manifestări tehnico-ştiinţifice, care au contribuit la o mai bună cunoaştere a nivelului de dezvoltare a tehnicii şi tehnologiei în diferite ţări.

În anul jubiliar al Republicii Democrate Germane, tîrgul de primăvară din Leipzig a oferit toate condiţiile pentru stabilirea de contacte şi obţinerea unor informaţii interesante.

Georgeta Cojocariu

Fiz. L. Varga și ing. T. Fleșer
I.S.I.M. — Timișoara

Studiul degradării oțelului termorezistent 12H1MF prin metode magnetice

CZ: 669.14.018.45: 620.193.918

Controlul procesului de fluaj al oțelurilor termorezistente a fost abordat cu precădere prin încercări mecanice, care însă reclamă o imobilizare importantă de mijloace umane și materiale. Aceasta a impus căutarea unor metode fizice de control al acestui proces, pe cît posibil nedistructive, rapide și aplicabile direct pe elementul din exploatare.

Experimentările, efectuate în acest sens și prezentate în literatură, nu s-au soldat cu rezultate concludente și deci nu au cîștigat aplicabilitate practică.

Astfel Morgner [1], studiind comportarea oțelului 12H1MF la temperatura de 600°C și tensiunea de 96 MPa, a măsurat forța coercitivă, permeabilitatea, rezistența electrică, lățimea liniei de difracție cu raze X, obținînd variații sistematice dependent de durata de solicitare. Variațiile mărimilor măsurate nu depășesc în general 10% în raport cu valoarea măsurată în starea inițială.

Măsurătorile experimentale sînt afectate de o dispersie însemnată a rezultatelor, îngreuind aplicarea în practică a acestor măsurători.

Similar, variații mici de ordinul 10—15% au fost obținute de Szombatfalvy [2] pentru rezistivitatea electrică și forța coercitivă pe un oțel cu 0,15%C; 2%Cr; 1%Mo; 0,2%V la temperatura de 550°C și tensiunea de 85MPa. Aceste variații au fost mai semnificative pînă la circa 500—1 000 h, fiind aproape constante la durate mai mari de solicitare.

Melzer și colaboratorii [3] au măsurat cîmpul coercitiv, deformația remanentă și frecarea internă, în funcție de durata de solicitare la oțelurile 10CrMo 9·10 și X22 CrMoV12,1.

Variațiile acestor mărimi au fost corelate cu schimbările structurale, respectiv cu transformarea fazelor secundare (carburilor) din oțel.

Scopul lucrării, ale cărei rezultate sînt prezentate în continuare, este studiul procesului de fluaj prin măsurarea permeabilității complexe la diferite intensități ale cîmpului magnetic, pentru a găsi parametrii experimentali optimi care permit diferențierea semnificativă a mărimii măsurate în funcție de durata de solicitare la fluaj a oțelului.

Metoda experimentală

Măsurarea permeabilității complexe. La magnetizarea în cîmp alternativ a pieselor feromagnetice variația magnetizării rămîne în urmă față de modificarea cîmpului magnetic. Astfel, permeabilitatea magnetică, fiind definită ca raportul dintre magnetizare și cîmpul magnetic, se descompune în două componente:

— reală, în fază cu cîmpul magnetic;

— imaginară, defazată cu 90° în urmă.

Permeabilitatea complexă este dată de relația:

$$\mu = \mu_r - j \cdot \mu_i$$

Raportul $\mu_i/\mu_r = \operatorname{tg} \delta$ definește unghiul de pierdere δ, proporțional cu pierderile prin magnetizare a piesei feromagnetice.

În lucrarea de față, pentru măsurarea permeabilității complexe s-a folosit montajul experimental prezentat în figura 1.

Proba se magnetizează prin introducerea într-un solenoid cu lungimea $l = 0{,}28$ m, diametrul $d = 0{,}01$ m și numărul de spire în înfășurarea primară $N_p = 260$. Acesta este alimentat de la un amplificator de putere cu frecvență variabilă și amplitudine constantă. Semnalul indus a fost cules cu o bobină secundară cu lungimea $l_2 = 0{,}04$ m și numărul de spire $N_s = 80$. Prin folosirea unui amplificator sensibil la fază cu două canale de detecție (Tow phase Lock — in amplifier, tip NV 256 KFKI — Budapest) devine posibilă măsurarea simultană a componentelor reale și imaginare ale tensiunii induse. Componentele tensiunii induse sînt măsurate cu un înregistrator $X-Y$, pe axa X fiind măsurată componenta imaginară, U_i, iar pe axa Y componenta reală, U_r. Tensiunea indusă:

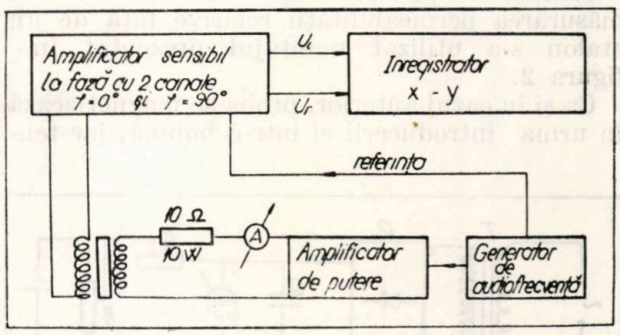


Fig. 1. Schema instalației de măsurare a parmeabilității complexe

$$U = U_r - j \cdot U_i = 2\pi \cdot f \cdot N_s \cdot S \cdot H(\mu_r - j \cdot \mu_i) \quad (1)$$

este proporţională cu frecvenţa f a cîmpului magnetic H. Pentru determinarea permeabilităţii s-a folosit relaţia obţinută din (1):

$$\mu = \frac{1}{2\pi \cdot 0 \cdot N_p \cdot \pi R^2 \cdot N_s} \cdot \frac{1}{A} \cdot \frac{1}{I} \cdot \frac{U}{f} \qquad (2)$$

unde:

R este raza probei sub formă de bară, m;
μ_0 — permeabilitatea vidului;
I — curentul de magnetizare, A;
A — amplificarea Lock — in — ului (identică pentru ambele canale de detecţie);
U — componenţa tensiunii induse de pe înregistratorul $X - Y$, V;
f — frecvenţa cîmpului magnetic, Hz.

Menţinînd constantă valoarea curentului de magnetizare, relaţia (2) se reduce la:

$$\mu = K \cdot \frac{U}{f} \qquad (2')$$

unde K este constanta montajului experimental pentru un I dat.

Măsurarea permeabilităţii relative. Pentru măsurarea permeabilităţii relative faţă de un etalon s-a utilizat montajul prezentat în figura 2.

Ca şi în cazul anterior, proba se magnetizează în urma introducerii ei într-o bobină, iar tensiunea indusă este culeasă de la o bobină secundară cu multe spire, raportul N_s/N_p fiind egal cu 80, asigurînd astfel amplificarea tensiunii.

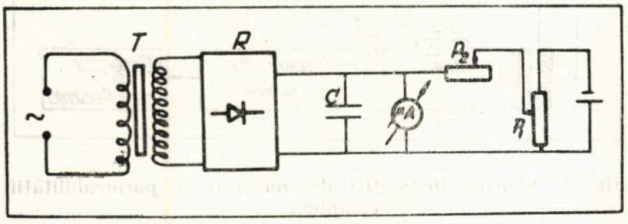


Fig 2. Schema instalaţiei de măsurare a permeabilităţii iniţiale

Semnalul indus în bobina secundară este redresat, filtrat şi este aplicat la bornele unui microampermetru.

Pentru măsurători diferenţiale semnalul probei este compensat printr-un montaj potenţiometric de la o sursă de curent continuu.

Cu ajutorul unei probe etalon (proba în stare de livrare) se reglează la zero indicaţia aparatului cu potenţiometrele P_1 şi P_2. Păstrînd aceeaşi poziţie a potenţiometrelor de compensare se trec prin solenoid celelalte probe, poziţionîndule identic cu acesta. Reproductibili dependentă şi de stabilitatea curent magnetizare.

Probe pentru experimentări

Pentru experimentări s-au utilizat probe (Ø16 ×135 mm) prelevate tangenţial dintr-o ţeavă Ø325 ×40 mm din oţel 12H1MF(GOST 10801—64) similar oţelului 12 CMoV3 (STAS—8184—68), oţel cu largă utilizare la realizarea conductelor pentru transportul aburului viu din agregatele termoenergetice.

Compoziţia chimică a oţelului investigat este prezentată procentual în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziţia chimică a oţelului investigat, %

C	Mn	Si	Cr	Mo	V	Ni	S	P
0,12	0,50	0,25	1,10	0,95	0,25	0,20	0,03	0,03

Modificarea proprietăţilor mecanice şi structurale în urma solicitării termice şi mecanice ($T = 565°C$; $P = 140$ at) de lungă durată din exploatare a fost simulată în laborator prin solicitarea axială a probelor la tensiunea de 45 MPa (echivalentă solicitării reale din exploatare) şi o temperatură de 700°C, intensificînd astfel procesul de fluaj. Duratele de menţinere a probelor în aceste condiţii de ordinul zecilor de ore au fost asimilate cu durate reale de utilizare de pînă la 30 de ani. Convertirea s-a efectuat prin relaţia Larson — Miller [4].

Din aceste probe au fost prelucrate probe pentru investigaţii magnetice, avînd dimensiunile Ø6 ×135 mm.

Rezultate experimentale. Discuţii

Pentru comparare, s-a măsurat rezistenţa electrică şi cîmpul coercitiv al probelor cu ajutorul unei punţi Thomson tip RTh 1,1 fabricată de I.N.M.—Bucureşti, respectiv cu aparatul Ferotester fabricat de E.M.G.—Budapesta. Variaţiile rezistivităţii electrice în jurul valorii medii 16 ± 1.10^{-8} Ωm şi a cîmpului coercitiv în jurul valorii de $6\,400 \pm 100$ A/m, în funcţie de durata de solicitare, au fost comparabile cu eroarea de măsurare. Prin urmare aceste mărimi fizice nu s-au putut folosi pentru diferenţierea probelor menţinute sub sarcină la 700°C.

În figura 3 este prezentată variaţia permeabilităţii complexe, funcţie de frecvenţa cîmpului de magnetizare, pentru probe cu diferite durate de solicitare, la amplitudinea constantă a cîmpului de magnetizare $H = 232$ A/m. Se observă o diferenţiere evidentă a probelor

la frecvenţe mici; permeabilitatea în general creşte cu durata de solicitare.

La această amplitudine a cîmpului magnetic, comparabilă cu forţa coercitivă, efectul pelicu-

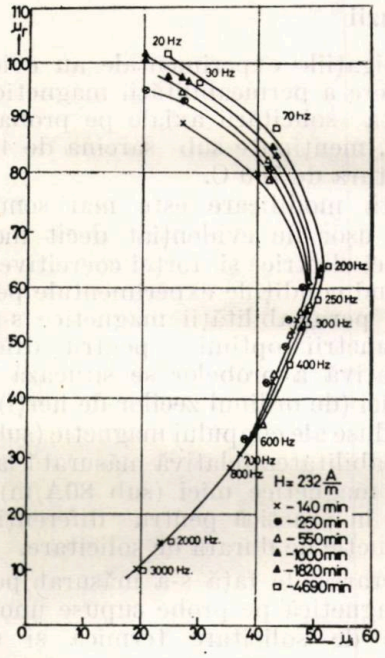


Fig.3. Permeabilitatea complexă pentru probe cu diferite durate de solicitare

lar nu afectează încă sensibil măsurătorile pînă la frecvenţa $f = 2\,000$ Hz. La scăderea amplitudinii cîmpului magnetic, efectul pelicular apare şi la frecvenţe mai joase.

Diferenţierea evidentă a probelor la frecvenţe mici recomandă folosirea frecvenţelor de ordinul zecilor de herţi în aceste experimentări.

Pierderile magnetice se caracterizează prin tangenta unghiului de pierdere (tg δ), care se poate scrie sub forma unei sume [5]:

$$\text{tg } \delta = aH + b \cdot f + c \qquad (3)$$

unde:

a este factorul de proporţionalitate pentru pierderea prin histereză;

b — factorul de proporţionalitate pentru pierderea prin curenţi turbionari;

c — constanta de pierdere prin efect ulterior (after effect, Nachwirkung).

Pentru studiul pierderilor magnetice din materialul, în figurile 4, *a*, *b*, *c* s-a reprezentat dependenţa unghiului de pierdere de frecvenţa de magnetizare la diferite amplitudini ale cîmpului de magnetizare. Panta tangentei la curbe (*b*), la frecvenţe mici, este proporţională cu pierderile datorită curenţilor turbionari. Intersecţia tangentei la frecvenţe zero cu ordonata este proporţională cu pierderea prin histereză. Din figurile 4, *a*, *b*, *c* se observă o creştere a unghiului de pierdere, cu durata de

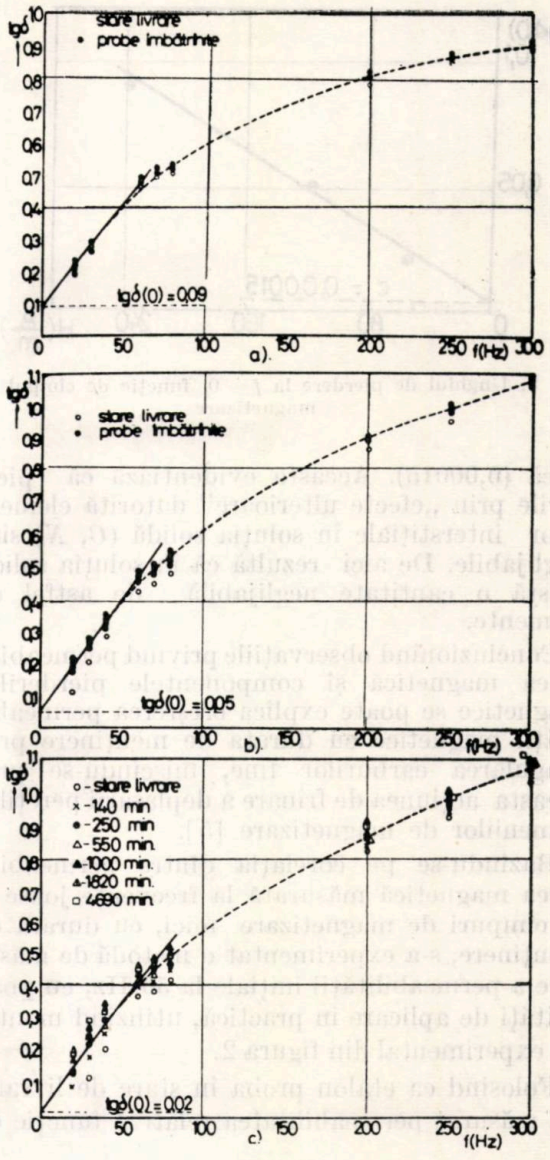


Fig. 4. Dependenţa unghiului de pierdere (tgδ) de frecvenţa de magnetizare pentru:

$a - H = 232$ A/m; $b - H = 116$ A/m; $c - H = 55{,}7$ A/m

solicitare care este cel mai clar evidenţiată în figura 4, *c* la amplitudinea mică a cîmpului de magnetizare. Această deplasare aproape paralelă a tangentei la curbele unghiului de pierdere, funcţie de durata de solicitare, denotă că creşterea este datorată mărimii pierderilor prin histereză, iar pierderile datorită curenţilor turbionari nu se modifică semnificativ.

În figura 5 s-a reprezentat unghiul de pierdere extrapolat la frecvenţa zero, funcţie de amplitudinea cîmpului de magnetizare pentru proba cu durata de solicitare de 4 h. Panta dreptei (*a*) este proporţională cu pierderile prin histereză. De remarcat faptul că curba trece aproape prin origine, intersecţia cu ordonata fiind foarte

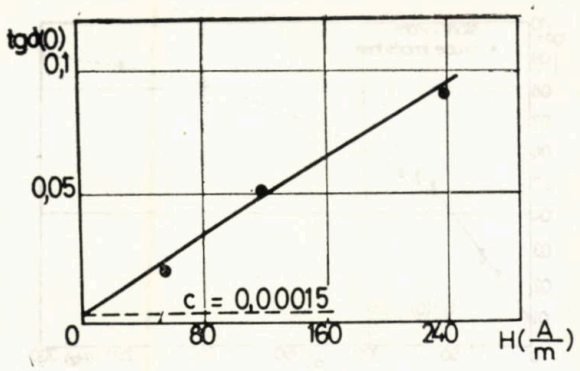


Fig. 5. Unghiul de pierdere la $f = 0$, funcţie de cîmpul de magnetizare

mică (0,00015). Aceasta evidenţiază că pierderile prin „efecte ulterioare" datorită elementelor interstiţiale în soluţia solidă (C, N) sînt neglijabile. De aici rezultă că în soluţia solidă există o cantitate neglijabilă de astfel de elemente.

Concluzionînd observaţiile privind permeabilitatea magnetică şi componentele pierderilor magnetice se poate explica creşterea permeabilităţii magnetice cu durata de menţinere prin coagularea carburilor fine, mişcîndu-se prin aceasta acţiunea de frînare a deplasării pereţilor domeniilor de magnetizare [5].

Bazîndu-se pe corelaţia dintre permeabilitatea magnetică măsurată la frecvenţe joase şi la cîmpuri de magnetizare mici, cu durata de menţinere, s-a experimentat o metodă de măsurare a permeabilităţii iniţiale la 50 Hz, cu posibilităţi de aplicare în practică, utilizînd montajul experimental din figura 2.

Folosind ca etalon proba în stare de livrare, s-a măsurat permeabilitatea relativă funcţie de durata de solicitare (fig. 6). Se observă o creştere monotonă a permeabilităţii relative cu durata de solicitare.

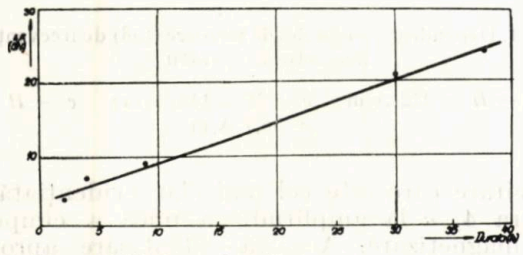


Fig. 6. Permeabilitatea relativă, funcţie de durata de solicitare

Concluzii

Investigaţiile experimentale au evidenţiat o diferenţiere a permeabilităţii magnetice funcţie de durata solicitării axiale pe proba din oţel 12HlMF, menţinute sub sarcina de 45 MPa la temperatura de 700°C.

Această modificare este mai semnificativă şi mai uşor de evidenţiat decît modificarea rezistenţei electrice şi forţei coercitive.

Studiind condiţiile experimentale pentru măsurarea permeabilităţii magnetice s-a stabilit că parametrii optimi pentru diferenţierea semnificativă a probelor se situează la frecvenţe mici (de ordinul zecilor de herţi) şi intensităţi reduse ale cîmpului magnetic (sub 80A/m).

Permeabilitatea relativă măsurată la 50 Hz şi cîmpuri magnetice mici (sub 80A/m) poate fi utilizată în practică pentru diferenţierea probelor, funcţie de durata de solicitare.

În lucrarea de faţă s-a măsurat permeabilitatea magnetică pe probe supuse unor condiţii simulate de solicitare termică şi mecanică. Valabilitatea rezultatelor prezentate trebuie confirmată şi prin încercări similare pe probe solicitate în condiţii reale de utilizare.

Pentru generalizarea rezultatelor obţinute şi pentru evidenţierea corelaţiilor cantitative se impune completarea cu noi rezultate experimentale.

BIBLIOGRAFIE

[1] Morgner, V. şi colab. *Zur Änderung einiger physikalischer Eigenschaften des Stahles 12 Ch1MF im Zeitstandversuch.* Wiss. Zeitschrift der Tech. Hochschule Magdeburg, 1972, nr. 1, p. 23–30.

[2] Szombatfalvy, A. *Le contrôle du fluage par des methodes physiques.* Comunicările celei de a VI-a conferinţe de sudură şi încercări de materiale, Timişoara, 1969, vol. II, p. 803–811.

[3] Melzer, B. şi colab. *Änderungen der Koerzitivfeldstärke und Dämpfung beim Kriechen warmfester Stähle.* În: Neue Hütte, 1971, p. 154–159.

[4] Constantinescu, A. şi colab. *Fluajul metalelor.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1970.

[5] Kneller, E. *Ferromagnetismus.* Berlin, ed. Springer, 1962.

Fiz. D. Țuclea și fiz. Rodica Neagu

ICEM — București

Unele aspecte privind determinarea conductivității termice a plăcilor termoizolatoare antiretasură românești

C Z : 621.744.521.4 :536.022

Odată cu creșterea consumului de produse antiretasură și în special de plăci termoizolatoare în R. S. România s-a pus problema stabilirii și punerii la punct a unor metode rapide pentru precizarea unor caracteristici de bază ale acestor produse.

Din cercetările efectuate s-a ajuns la concluzia că una din caracteristicile de bază privind comportarea în exploatare a plăcilor este conductivitatea lor termică.

Determinarea valorii reale a conductivității termice la plăci este dificilă pentru că, pe de o parte, ele conțin substanțe combustibile care pot carbura termocuplele folosite la măsurare, iar, pe de altă parte, rezistența mecanică a plăcilor scăzînd foarte mult în timpul încălzirii conduce la sfărîmarea lor.

În urma preocupărilor pentru rezolvarea acestei probleme în cadrul laboratorului Refractare — ICEM, s-a reușit să se determine λ pentru toate plăcile românești utilizate pînă acum, rezultatele fiind prezentate în lucrarea de față.

Valorile lui λ — coeficientul de conductivitate termică — au fost determinate prin metoda etalonului, conform STAS 1834/76 [1], folosind un aparat al firmei Netzsch și luînd unele precauții speciale la pregătirea probelor.

Determinările s-au efectuat pe trei tipuri de plăci :

— PTN-31 legate cu fenoplac ;
— PTN-31 legate cu silicat ;
— R_1 legate cu fosfat.

Pentru o caracterizare mai completă a plăcilor, înainte și după determinarea lui λ, pe aceleași probe s-au efectuat și determinări de densitate aparentă, capacitate de absorbție și porozitate aparentă. Rezultatele obținute sînt trecute în tabelul 1, din care se observă că :

— valorile lui λ pentru PTN-31 legate cu silicat sînt sistematic mai mari decît valorile lui λ pentru PTN-31 legate cu fenoplac ;

— valorile lui λ pentru plăcile legate cu fosfat sînt sistematic mai mari decît pentru PTN-31, indiferent de liant ;

— la plăcile legate cu fenoplac λ crește odată cu temperatura, în timp ce la plăcile legate cu silicat, la creșterea temperaturii λ rămîne practic constant.

Se observă variații mari pentru valorile lui λ la probele R_1—1 față de R_1—2 și 3. Se menționează că probele R_1—2 și 3 au fost prelevate din aceeași placă.

Avînd în vedere că valorile lui λ depind foarte mult de porozitate, se pot trage următoarele concluzii :

— Plăcile legate cu fenoplac au cea mai mică conductivitate. Se consideră că ușoara creștere a lui λ odată cu creșterea temperaturii se datorează arderii materialelor organice existente în cantități mai mari în plăcile respective.

— Folosind ca liant silicatul sau fosfatul, porozitatea plăcilor scade în raport cu cea a plăcilor legate cu fenoplac, această scădere conducînd la creșterea valorilor lui λ, deci la înrăutățirea capacității de izolare.

— Din punct de vedere al capacității de izolare, așa cum rezultă din tabel, în cazul în care se înlocuiește fenoplacul, este preferabilă folosirea liantului silicatic. (Folosirea liantului fosfatic duce la neomogenitate și aproape dublează valoarea lui λ.)

Deoarece determinarea lui λ la plăci nu se poate executa curent (durată mare — 36 h,

Tabelul 1

Valoarea conductivității termice, densității aparente și porozității aparente pentru plăcile PTN-31 și R_1

Proba	Nr. probei	kcal/mh°C				Dens. ap., g/cm³		Poroz. ap., %	
		250 °C	400 °C	600 °C	700 °C	înainte de determinare	după determinare	înainte de determinare	după determinare
PTN-31 cu fenoplac	1	0,14	0,19	0,19	0,20	0,83	0,75	54	66
PTN-31 cu silicat	1	0,27	0,28	0,27	0,25	1,08	0,92	47	59
	2	0,34	0,35	0,34	0,31	1,08	0,92	47	59
R_1 cu fosfat	1	0,60	0,59	0,55	0,50	1,30	1,21	37	48
	2	0,42	0,39	0,38	0,40	1,30	1,17	36	49
	3	0,45	0,43	0,42	0,43	1,30	1,17	36	49

prelucrare complicată a probelor), în paralel cu aceasta s-a încercat punerea la punct a unor metode mai rapide şi mai simple de determinare a capacităţii de izolare a plăcilor, metode ce pot fi folosite curent de beneficiar.

Astfel s-a încercat aplicarea în practică a unei idei mai vechi, mult discutată, de determinare a capacităţii de izolare prin măsurarea gradientului de temperatură ce apare în timpul încălzirii între faţa caldă şi faţa rece a plăcii.

În acest scop s-a folosit un cuptor KO II pînă la 1 500°C, care a fost prevăzut cu :

— două uşi ce se pot aplica alternativ, pe una din ele fiind montat un suport special (care reproduce condiţiile din lingotieră) pentru fixarea probei ;

— termocuple pentru măsurarea temperaturii la faţa caldă şi la faţa rece a probei ;

— înregistrator de clasă 0,2 cu precizie de citire $\pm$ 5°C la 1 000°C, care să asigure măsurarea continuă a temperaturii şi diferenţelor de temperatură.

Determinările s-au efectuat pe epruvete cu dimensiunile de 200 $\times$114 $\times$34 mm, prelevate din aceleaşi plăci din care s-au prelevat şi probele de conductivitate (cu excepţia plăcilor PTN-31 legate cu silicat) şi s-au executat în două moduri :

— probele au fost supuse încălzirii de la 20°C pînă la temperatura de încercare (1 100 şi 1 400°C) şi menţinute la palier timp de aproximativ 2 h. Din diagramele de înregistrare s-au calculat valorile gradientului de temperatură în momentul intrării în palier, la 15 min, 1 h şi 2 h de la atingerea palierului ;

— probele au fost aplicate direct la temperatura de încercare. Întrucît aplicarea nu se poate executa decît prin deschiderea uşii cuptorului respectiv, temperatura cuptorului scade faţă de temperatura de palier. După această operaţie temperatura de palier este atinsă în aproximativ 15 min, timp în care în cazul plăcilor PTN-31 se observă o puternică degajare de fum. Pentru acest mod de lucru citirile au fost făcute după 15 min, 1 h şi 2 h.

Valorile obţinute pe cele două tipuri de plăci, lucrînd în ambele moduri, sînt trecute în tabelele 2,3 şi 4 din care se observă că :

— în cazul probelor încălzite continuu pînă la 1 100°C, indiferent de tipul de placă folosit, valoarea gradientului de temperatură este aproximativ aceeaşi şi în momentul atingerii palierului şi după diferite perioade de timp ;

— la plăcile aplicate direct la temperatura de 1 100 şi 1 400°C de asemenea valoarea gradientului de temperatură este aproximativ aceeaşi ;

— diferenţele dintre valorile gradientului de temperatură de aproximativ 10°C ce se observă din tabele sînt de acelaşi ordin de mărime cu erorile de măsurare.

Tabelul 2

Valoarea gradientului de temperatură la încălzirea continuă pînă la 1 100°C

Proba	Nr. probei	Gradientul de temperatură, °C			
		la palier	la 15 min	la 1 h	la 2 h
PTN-31 cu fenoplac	1	790	780	700	—
	2	770	760	680	630
	3	780	770	680	630
	4	780	770	690	650
	5	780	770	690	650
R_1-1	1	780	770	690	640

Tabelul 3

Valoarea gradientului de temperatură la aplicarea directă la 1 100°C

Proba	Nr. probei	Gradientul de temperatură, °C		
		la 15 min	la 1 h	la 2 h
PTN-31 cu fenoplac	1	1 000	890	—
	2	980	890	740
	3	980	880	740
	4	1 000	890	—
R_1-1	1	1 000	860	730

Tabelul 4

Valoarea gradientului de temperatură la aplicarea directă la 1 400°C

Proba	Nr. probei	Gradientul de temperatură, °C		
		la 15 min	la 1 h	la 2 h
PTN-31 cu fenoplac	1	1 160	1 050	—
	2	1 200	1 070	880
	3	1 200	1 080	890
R_1-1	1	1 200	1 080	870

Avînd în vedere rezultatele obţinute se poate spune că :

— Metoda propusă prin măsurarea gradientului de temperatură nu face nici un fel de diferenţieri atît între probe din acelaşi tip de plăci, cît şi între probe din diferite tipuri de plăci, pe cînd determinarea lui λ face o distincţie clară între plăcile PTN-31 şi R_1.

— Din acest motiv nu se recomandă utilizarea metodei gradientului de temperatură, în varianta folosită de autori, pentru determinarea capacităţii de izolare a plăcilor.

Avînd în vedere că metoda de măsurare a gradientului de temperatură nu diferenţiază plăcile din punct de vedere al capacităţii de izolare, s-a căutat să se facă această diferenţiere prin altă metodă.

În cadrul unor lucrări efectuate la ICEM unde s-a studiat conductivitatea funcție de porozitate pe probe cu compoziție chimică asemănătoare, s-au confirmat concluziile publicate de alți cercetători în literatura de specialitate [2] — [5]. Lucrările au arătat că cea mai mare influență asupra lui λ o are porozitatea (fig. 1), iar la aceeași porozitate, conținutul de fază cristalină.

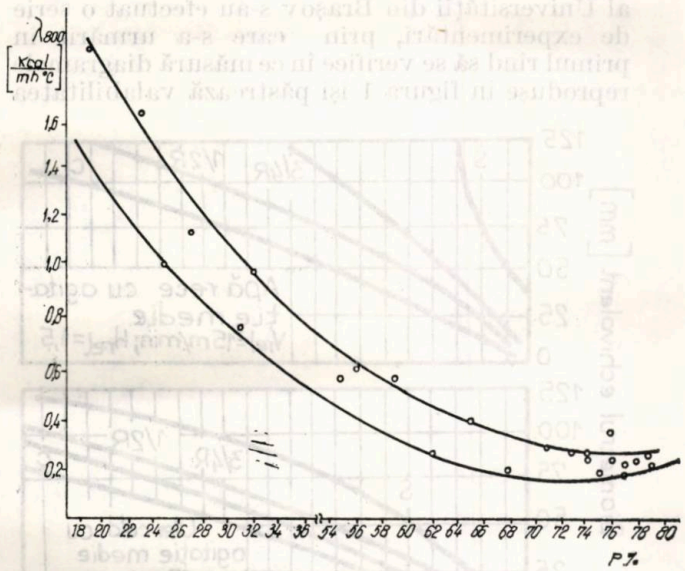


Fig. 1. Dependența conductivității termice de porozitate

Se observă din figura 1 o scădere în ansamblu a lui λ cu creșterea porozității, obținîndu-se un minim în jurul valorii de 76 % porozitate, peste această valoare conductivitatea crescînd ușor. Această creștere poate fi pusă pe seama influenței radiației din pori, influență care crește cu porozitatea și temperatura de determinare.

Plecînd de la aceste constatări și presupunînd că din procesul tehnologic plăcile au compoziție chimică și mineralogică aproximativ constantă (lucru verificabil prin analiza chimică), autorii au imaginat un procedeu rapid pentru determinarea lui λ cunoscînd numai porozitatea plăcii.

Într-adevăr dacă se analizează graficul din figura 2, unde este dată conductivitatea funcție de porozitate pentru plăcile din tabelul 1, se observă o bună concordanță între valorile lui λ și ale porozității, iar la aceeași porozitate abaterea în λ este destul de mică ($\pm$ 0,1 kcal/mh°C).

Astfel folosind un grafic $\lambda = f(p)$ asemănător celui din figura 2 și executînd determinări de porozitate asupra plăcilor se pot determina grafic valorile corespunzătoare ale lui λ la diferite temperaturi. Evident valorile lui λ determinate astfel vor fi cu atît mai precise, cu cît numărul de determinări conductivitate-porozitate folosite la obținerea graficului va fi mai mare. Curba $\lambda = f(p)$ folosită va fi valabilă numai pe tipul de plăci pentru care a fost obținută.

În măsura în care va fi verificată în practică, metoda va putea fi folosită atît de fabricile producătoare, cît și de beneficiar și va servi la controlul calității plăcilor.

Din cele expuse mai sus se trag următoarele concluzii:

— Determinarea conductivității termice conform STAS 1834/76 a plăcilor antiretasură este

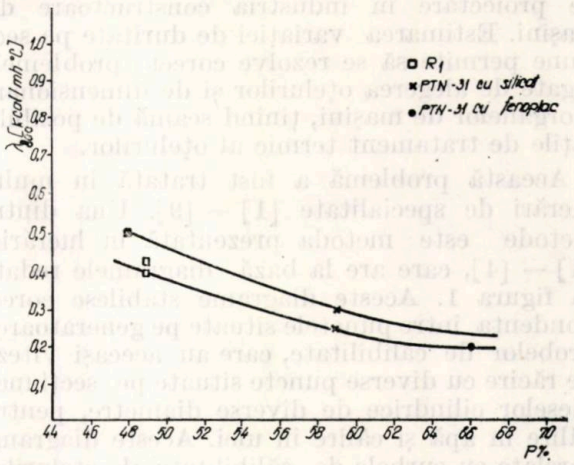


Fig.2. Conductivitatea termică a plăcilor în funcție de porozitatea lor

dificilă, de lungă durată și nu poate fi executată curent la fabricile producătoare.

— Metoda gradientului de temperatură nu diferențiază plăcile din punct de vedere al capacității de izolare și nu se recomandă folosirea ei ca metodă de determinare.

— Determinarea lui λ funcție de porozitatea plăcilor este o metodă rapidă, ușor de executat de fabricile producătoare și de consumatori.

Precizia acestei determinări este cu atît mai mare cu cît graficul $\lambda = f(p)$, obținut în prealabil, este verificat pe un număr cît mai mare de probe.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * STAS 1834—76.

[2] Missenard, A. *Conductivitate termică.* Paris, Ed. Eyrolles, 1965.

[3] Nemetz și Vysotski În: Ogneuporî, nr. 3, 1975, p. 48—50.

[4] Shwiete și Dieter În: Arh. Eisenh., nr. 1, 1969, p. 41—45.

[5] Provost, G. În: Bull. Soc. Franc. Ceram., 99, 1973.

[6] Ružicka, B. și Hrdina, K. În: Hutnik, nr. 3, 1975, p. 92—94.

Cercetări experimentale privind stabilirea variației durității pe secțiunea pieselor tratate termic, pe baza curbelor de călibilitate

Ing. I. Ciobanu și dr. ing. Al. Munteanu
Universitatea din Brașov

CZ: 621.785.6:620.178.1

Estimarea cît mai precisă a durității pe secțiunea pieselor tratate termic, după operațiile de călire și respectiv după îmbunătățire prezintă o importanță deosebită pentru operațiile de proiectare în industria constructoare de mașini. Estimarea variației de duritate pe secțiune permite să se rezolve corect problemele legate de alegerea oțelurilor și de dimensionare a organelor de mașini, ținînd seamă de posibilitățile de tratament termic al oțelurilor.

Această problemă a fost tratată în multe lucrări de specialitate [1] — [9]. Una dintre metode este metoda prezentată în lucrările [1] — [4], care are la bază diagramele redate în figura 1. Aceste diagrame stabilesc corespondența între punctele situate pe generatoarea probelor de călibilitate, care au aceeași viteză de răcire cu diverse puncte situate pe secțiunea pieselor cilindrice de diverse diametre, pentru călire în apă și călire în ulei. Aceste diagrame corelate cu curbele de călibilitate ale oțelurilor pot fi utilizate fie în vederea stabilirii variației de duritate pe secțiunea unor piese călite, de diametru dat, fie în vederea determinării diametrului maxim care asigură anumite condiții, impuse, de variație a durității sau a structurii pe secțiunea pieselor (de exemplu duritatea minimă impusă în centrul secțiunii, la $\frac{1}{2}R$ sau la $\frac{3}{4}R$). Exemplificări de utilizare în acest sens sînt prezentate în lucrarea [2]. În lucrările [1] și [6] se utilizează aceste curbe și pentru determinarea variației de duritate pe secțiunea pieselor îmbunătățite (după revenire înaltă), aplicîndu-se la parametrul de revenire Hollomon-Jaffe.

În legătură cu utilizarea acestei metode, trebuie să se menționeze că diagramele prezentate în figura 1 nu au valabilitate generală, nici chiar pentru călire în apă și respectiv în ulei, deoarece este cunoscut că intensitatea răcirii este influențată mult de temperatura mediului de răcire, de calitatea acestuia, de mărimea șarjei care se călește și de alți factori. De aceea este puțin probabil ca diagramele respective să conducă la rezultate exacte care să fie verificate de practică în toate cazurile de călire, în apă sau în ulei.

În special în cazul uleiului este cunoscut că atît calitatea, cît și temperatura și alți factori fizici (viscozitate, adaosuri) influențează considerabil capacitatea de răcire.

În cadrul laboratorului de tratamente termice al Universității din Brașov s-au efectuat o serie de experimentări, prin care s-a urmărit în primul rînd să se verifice în ce măsură diagramele reproduse în figura 1 își păstrează valabilitatea

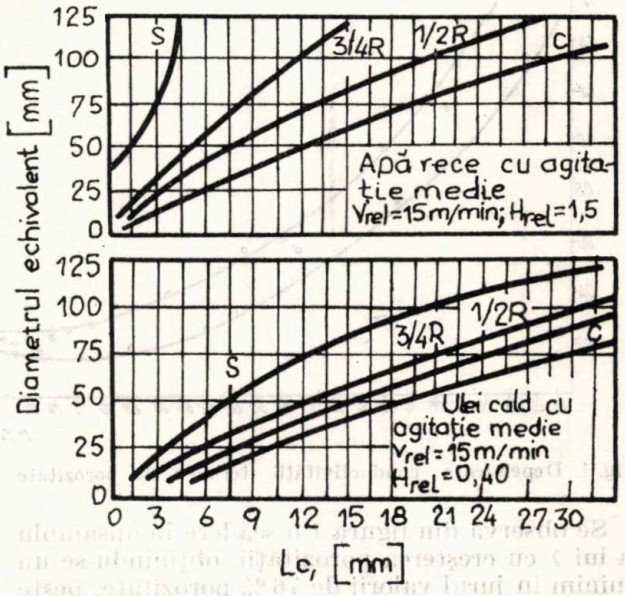


Fig.1. Corespondența între punctele de la suprafață $3/4R$ $1/2R$ și centrul pieselor cilindrice de diverse diametre și punctele de pe generatoarea epruvetelor de călibilitate, caracterizate prin aceeași viteză de răcire [1]

în cazul călirii în condițiile concrete ale atelierelor de tratament termic și ale mediilor de călire utilizate în R. S. România. În acest scop s-a determinat variația durității pe secțiunea unor piese de diametre diferite, executate din OLC45, atît prin metoda directă, a secționării epruvetelor, cît și prin metoda bazată pe curbele de călibilitate determinate experimental, și a diagramelor din figura 1. Compoziția chimică a barei laminate din care s-au prelevat probe a fost următoarea: 0,44 % C; 0,66 % Mn; 0,21 % Si. Din acest oțel s-au executat piese cilindrice avînd diametre cuprinse între 10 și 50 mm și lungimea mai mare decît de trei ori diametrul.

Aceste piese s-au încălzit la 840°C și s-au călit apoi în ulei și respectiv în apă. Temperatura uleiului a fost $t = 40$°C, iar viteza medie de agitare în ulei a pieselor a fost de circa 15—20 m/min. Temperatura apei a fost $t = 15$°C, iar viteza de agitare a pieselor, aceeași (15—20 m/min). Ulterior piesele au fost revenite la 500°C, cu o durată de revenire de $\tau_{rev} = 1$ h. S-a adoptat această durată de revenire, deoa-

rece corespunde revenirii probelor de călibilitate, respectiv diametrului de 25 mm. După tratamentul termic atît lotul de piese călite, cît și lotul de piese îmbunătățite au fost secționate transversal, la jumătatea lungimii. În timpul

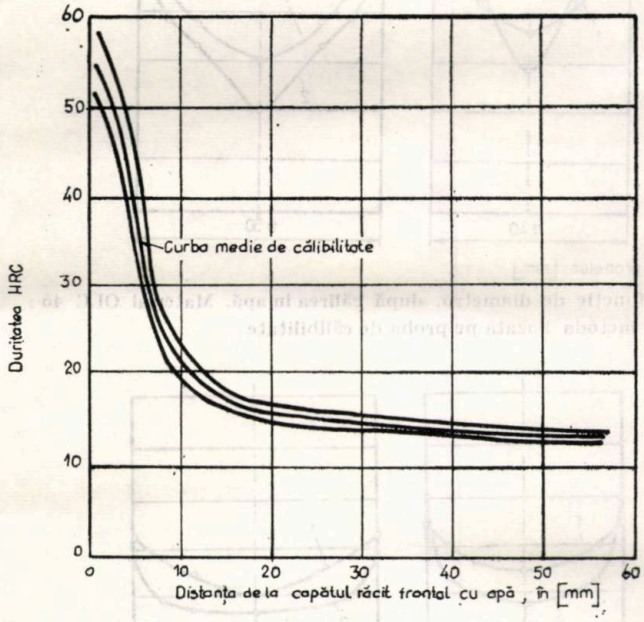


Fig. 2. Banda și curba medie de călibilitate a probelor din OLC 45 supuse determinării. Temperatura de încălzire de 840°C

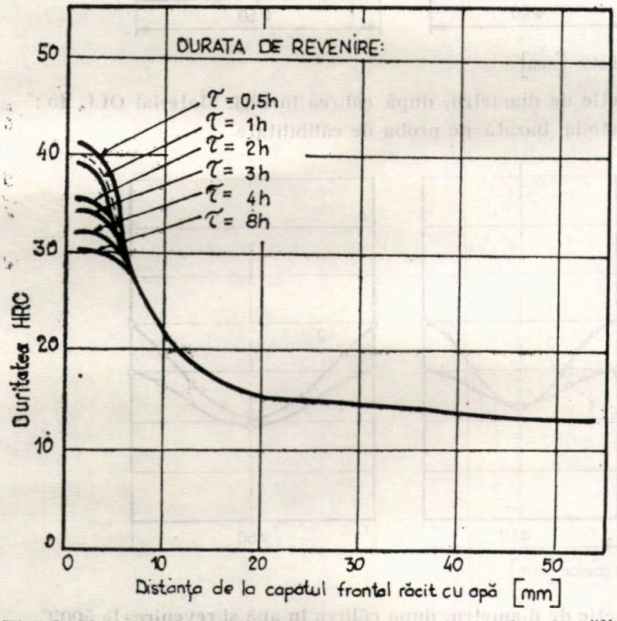


Fig. 3. Variația durității pe generatoarea epruvetelor de călibilitate după răcire frontală și revenire la 500°C, cu diverse durate de revenire

tăierii, piesele au fost răcite intens pentru a nu se încălzi și a nu se afecta structura. După aceste operații secțiunea de rupere a fost rectificată și s-a măsurat duritatea la suprafață la $\frac{3}{4}R$, la $\frac{1}{2}R$ și în centrul secțiunii.

Din același oțel s-au executat epruvete de călibilitate, care au fost călite frontal în condițiile prevăzute de STAS 1930—66. Epruvetele au fost încălzite la 840°C, timp de 45 min. După călire s-a măsurat duritatea pe generatoarea epruvetelor și s-au trasat benzile de călibilitate și curba medie de călibilitate, care sînt prezentate în figura 2. După călirea frontală epruvetele de călibilitate au fost împărțite în mai multe loturi și au fost supuse la revenire la 500°C, cu durate între 0,5 și 8 h. După revenire s-a măsurat din nou duritatea pe generatoarea probelor, trasîndu-se curbele de variație a durității, prezentate în figura 3. Pe baza rezultatelor obținute la aceste încercări și cu ajutorul curbelor din figura 1, s-a stabilit apoi variația teoretică (în funcție de curba de călibilitate) a durității pe secțiunea unor piese, avînd diametrele identice cu cele pentru care s-a aplicat metoda directă a secționării epruvetelor.

În figurile 4, 5, 6 și 7 s-a reprezentat variația durității pe secțiunea pieselor cilindrice după călire și respectiv după revenire la 500°C, timp de 1 h, obținute prin cele două metode. Curbele notate cu *1* sînt obținute prin metoda directă a secționării epruvetelor. Curbele notate cu *2* sînt trasate pe baza rezultatelor obținute cu ajutorul experiențelor efectuate pe probe de călibilitate cuprinse în figurile 2 și 3 și a curbelor din figura 1. În figura 4 este prezentată variația durității obținută prin cele două metode pentru călire în apă, în figura 5, pentru călire în ulei, în figura 6, pentru călire în apă și revenire 1 h la 500°C, iar în figura 7, pentru călire în ulei și revenire 1 h la 500°C.

Comparînd sub diverse aspecte rezultatele privind variația durității pe secțiunea pieselor tratate termic, obținute prin cele două metode, se desprind următoarele concluzii :

— Deși experimentările s-au efectuat pe probe provenite din aceeași șarjă, rezultatele obținute prin cele două metode sînt în general diferite, iar în unele cazuri diferențele sînt considerabile.

— Diagramele recomandate de literatură (fig. 1), care stau la baza determinării variației de duritate pe secțiune în funcție de călibilitate, conduc la erori în cazul pieselor cu diametre peste 20 mm. Aceste erori constau în durități teoretice mult mai mici decît cele reale, în special în centrul secțiunii, unde diferențele medii depășesc uneori 10 *HRC*. Rezultă că în special curba care indică corespondența vitezelor de răcire pentru centrul secțiunii nu corespunde realității.

— În cazul utilizării probelor de călibilitate pentru stabilirea variației durității pe secțiunea pieselor îmbunătățite, valorile durității obținute prin această metodă sînt mai mari decît cele reale pentru piese cu diametrul pînă la 20 mm și sînt mai mici decît cele reale pentru piese cu diametrul peste 30 mm. Diferența acestor

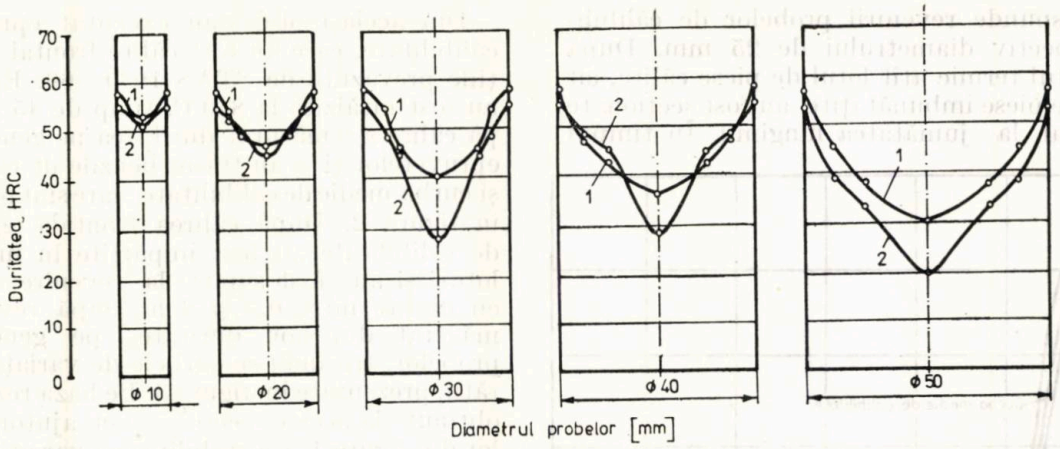


Fig. 4. Variația durității pe secțiunea pieselor cilindrice în funcție de diametru, după călirea în apă. Material OLC 45 : *1* — metoda secționării epruvetelor; *2* — metoda bazată pe proba de călibilitate

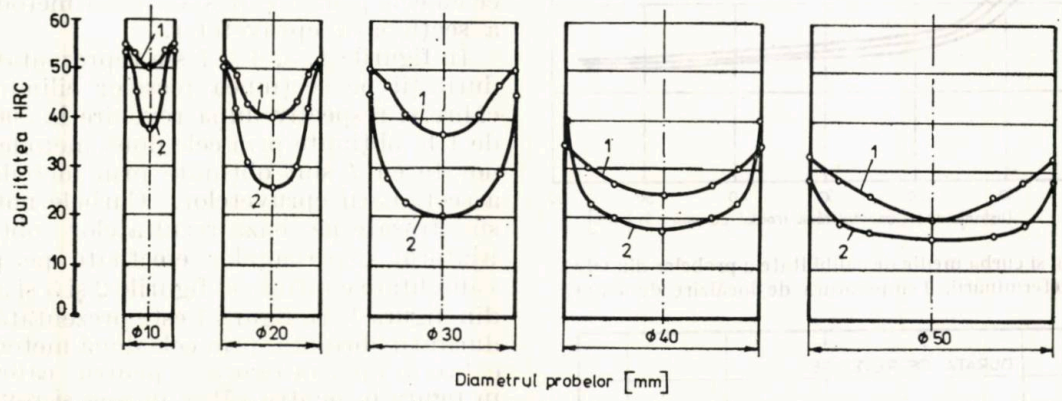


Fig.5. Variația durității pe secțiunea pieselor cilindrice în funcție de diametru, după călirea în ulei. Material OLC 45 : *1* — metoda secționării epruvetelor; *2* — metoda bazată pe proba de călibilitate

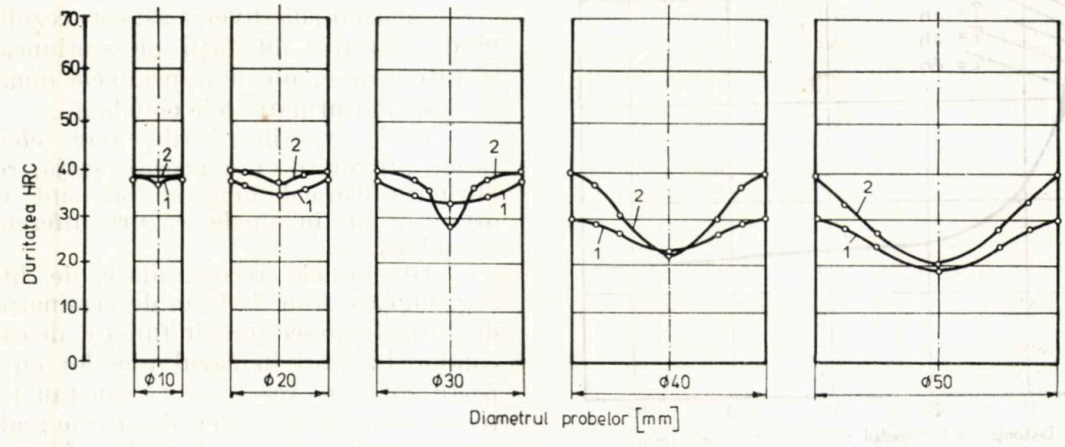


Fig. 6. Variația durității pe secțiunea pieselor cilindrice în funcție de diametru, după călirea în apă și revenirea la 500°C, timp de 1 h. Material OLC 45 :
1 — metoda secționării epruvetelor; *2* — metoda bazată pe revenirea probelor de călibilitate

rezultate se explică prin faptul că piesele cu diametre sub 25 mm se încălzesc mai rapid, iar cele cu diametre peste 25 mm se încălzesc mai lent decît probele de călibilitate. De aceea la același timp de revenire, rezultatele teoretice diferă de cele experimentale. Piesele avînd diametrul mai mic de 25 mm, încălzindu-se mai rapid, fenomenele de difuzie se produc mai rapid decît la epruvetele de călibilitate. Piesele cu diametre mai mari decît 25 mm se încălzesc mai lent, din această cauză procesele de difuzie nu mai au timp să se producă în suficientă măsură, astfel că duritatea rămîne ridicată. Pentru ca rezultatele să fie în concordanță cu

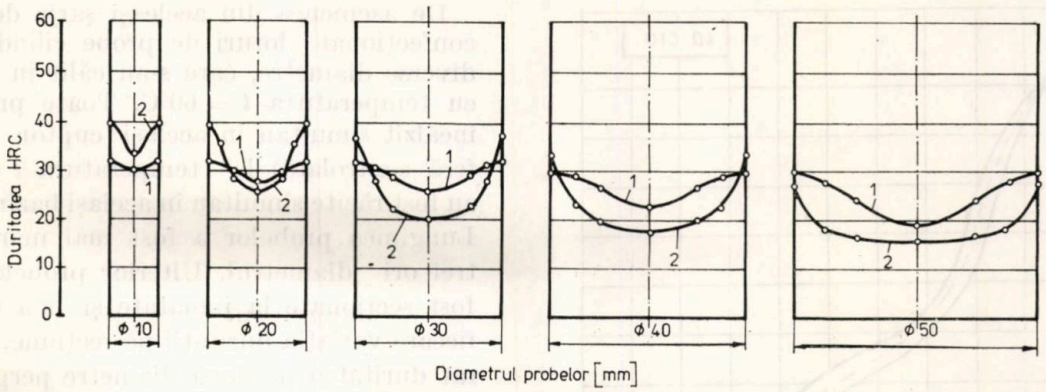


Fig. 7. Variația durității pe secțiunea pieselor cilindrice în funcție de diametru, după călirea în ulei și revenirea la 500°C, timp de 1 h. Material OLC 45:
1 — metoda secționării epruvetelor; *2* — metoda bazată pe revenirea probelor de călibilitate

realitatea este necesar ca la stabilirea timpului de revenire al probelor de călibilitate și al pieselor cilindrice trebuie să se țină seamă de grosimea acestora. Astfel pentru ca rezultatele obținute pe cale teoretică să fie apropiate de cele reale, în cazul îmbunătățirii, este necesar în primul rînd ca diagramele prezentate în figura 1, de corespondență a vitezelor de răcire între punctele din secțiunea pieselor cilindrice și cele de pe generatoarea probelor de călibilitate să fie corecte și să asigure rezultate în concordanță cu realitatea pentru călire. În al doilea rînd trebuie ca probele de călibilitate să fie supuse la durate de revenire de circa 1 h (corespunzător regulii: 1 h pentru 25 mm diametru), în timp ce piesele îmbunătățite să fie revenite în funcție de grosime la durate de revenire date de relațiile [1]:

$$r_{rev} = \frac{D}{25} \text{ pentru } D \leqslant 100 \text{ mm}$$

și

$$t_{rev} = 4 + \frac{D-100}{50} \text{ pentru } D \geqslant 100$$

unde D este diametrul piesei, mm, iar t_{rev} — durata de revenire, h.

— Avînd în vedere rezultatele puse în evidență prin aceste experimentări, s-a considerat necesar să se stabilească o serie de curbe de tipul celor prezentate în figura 1, valabile pentru condițiile de călire care se întîlnesc în atelierele de tratament din R. S. România, respectiv pentru uleiul TT 25, la temperaturile la care acesta este utilizat în băile de călire.

De aceea în cadrul laboratorului de tratamente termice al Universității din Brașov s-a efectuat o a doua serie de experiențe cu scopul de a stabili o nomogramă de tipul celei din figura 1, aplicabilă în condițiile atelierelor de tratament termic care utilizează pentru călire TT25, STAS 2720—73, cu temperatura de t = = 60°C și viteza medie de agitare a pieselor (respectiv de agitare a uleiului) de cca. 15—20 m/min.

În acest scop s-au prelevat probe din două mărci de oțel diferite, cu călibilitate diferită. Probele s-au prelevat în fiecare caz din aceeași șarjă, pentru a se menține aceeași compoziție chimică. S-au utilizat oțelurile OLC40 avînd compoziția chimică: 0,38 % C; 0,77 % Mn și 40C10 cu compoziția chimică: 0,39 % C; 0,73 % Mn; 0,85 % Cr. Din fiecare oțel s-au efectuat probe de călibilitate. Probele au fost supuse încercării de călire frontală, în vederea determinării benzilor de călibilitate și a curbei medii de călibilitate. Încălzirea și răcirea probelor s-au efectuat în condițiile prevăzute de STAS 1930—66. Temperatura de încălzire a fost de 860°C. Benzile de călibilitate ale celor două șarje de oțel și curba medie de călibilitate sînt prezentate în figurile 8 și 9.

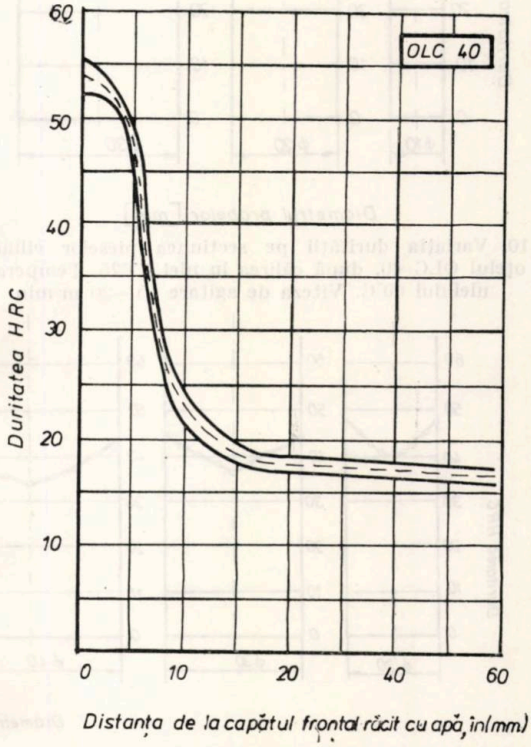


Fig.8. Banda și curba medie de călibilitate a probelor din OLC 40 supuse determinării. Temperatura de încălzire 860°C

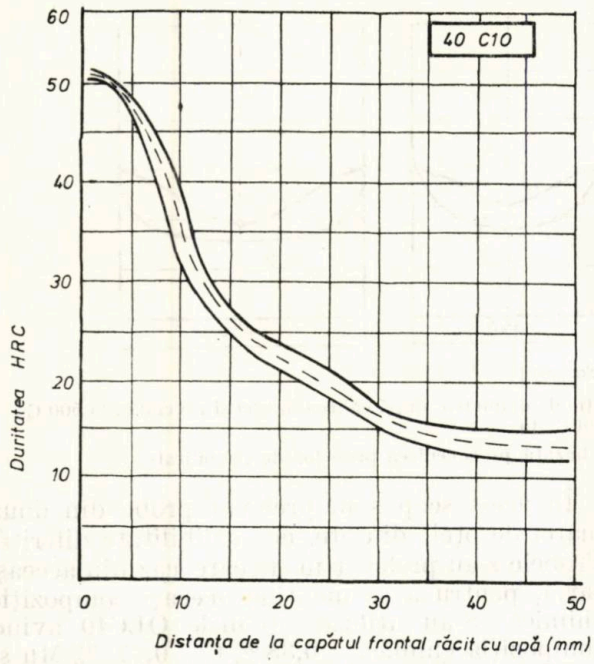


Fig. 9. Banda și curba medie de călibilitate a probelor din oțelul 40C10 supuse determinării. Temperatura de încălzire 860°C

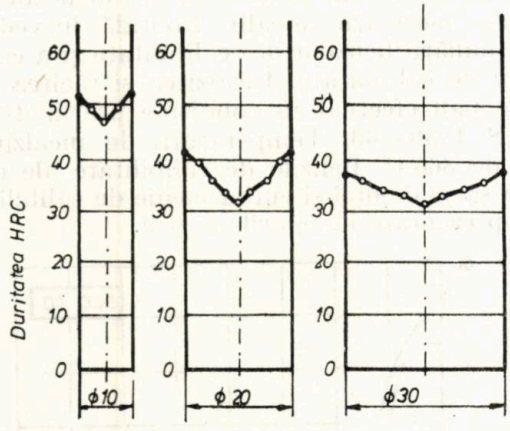


Fig.10. Variația durității pe secțiunea pieselor cilindrice din oțelul OLC 40, după călirea în ulei TT25. Temperatura uleiului 60°C. Viteza de agitare 15—20 m/min

De asemenea din aceleași șarje de oțel s-au confecționat loturi de probe cilindrice avînd diverse diametre, care s-au călit în ulei TT25, cu temperatura $t = 60°C$. Toate probele s-au încălzit simultan în același cuptor (cu atmosferă controlată) la temperatura $t = 860°C$ și au fost răcite simultan în același bazin de călire. Lungimea probelor a fost mai mare decît de trei ori diametrul. Ulterior probele călite au fost secționate la jumătate și s-a măsurat la fiecare variația durității pe secțiune. S-a măsurat duritatea pe două diametre perpendiculare pentru fiecare piesă în parte. În timpul secționării epruvetelor, acestea au fost răcite intens pentru a nu se altera structura și duritatea.

Pe baza acestor rezultate, în figurile 10 și 11 s-au trasat curbele de variație a durității pe secțiunea pieselor respective. Comparînd și corelînd rezulatele din figurile 10 și 11 cu datele din figurile 8 și 9, s-au stabilit punctele de pe generatoarea probelor de duritate care conduc la durități similare cu duritatea obținută în

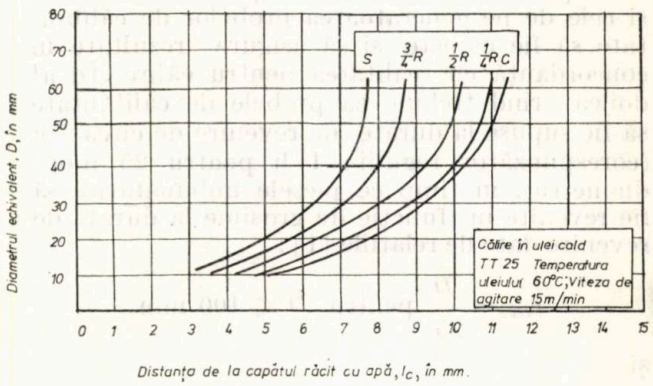


Fig.12. Curba de corespondență a punctelor caracterizate prin aceeași viteză de răcire, situate la centru la $1/4R$, la $1/2R$, la $3/4\ R$ și la suprafața pieselor cilindrice și respectiv pe generatoarea epruvetelor de călibilitate, pentru condițiile răcirii în ulei TT 25, cu temperatura de 60°C și cu viteza de agitare 15—20 m/min, în condițiile unui cuptor industrial cu bazin integrat

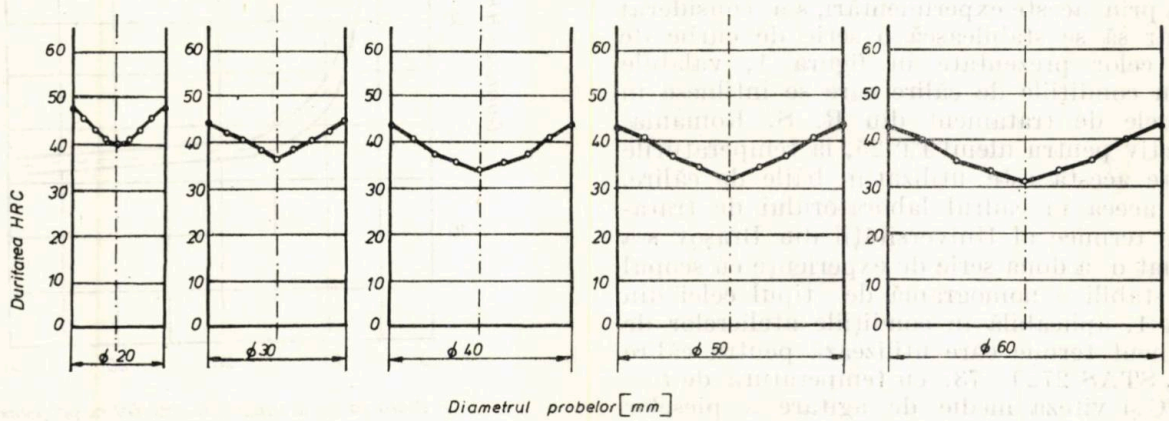


Fig.11. Variația durității pe secțiunea pieselor cilindrice din 40C10 supuse călirii în ulei TT 25. Temperatura uleiului 60°C. Viteza de agitare 15—20 m/min

diverse zone ale pieselor cilindrice, în funcție de diametru (respectiv cu punctele situate în centru, la 1/4 R, la 1/2 R, la 3/4 R și la suprafață).

Considerînd că obținerea acelorași durități presupune aceeași viteză de răcire, rezultatele s-au sistematizat trasîndu-se diagrama din figura 12.

Această diagramă are aceeași utilizare ca și diagrama prezentată în figura 1. Ea prezintă avantajul că a fost determinată în condițiile călirii unei șarje, într-un cuptor de tratament termic industrial cu atmosferă controlată și bazin integrat, utilizînd ulei de călire indigen, la temperatura de lucru a uleiului întîlnită curent la aceste utilaje. În această situație este evident că utilizarea acestei nomograme conduce la rezultate mai apropiate de cele reale și poate fi utilizată cu mai multă siguranță la alegerea oțelurilor și la dimensionarea pieselor tratate termic.

BIBLIOGRAFIE

[1] Popescu, N. și Vitănescu, C. *Tehnologia tratamentelor termice.* București, Ed. tehnică, 1974.

[2] Micloși, V., Popescu, N. și Stere, N. *Îndrumar pentru alegerea oțelurilor.* București, Ed. tehnică, 1966.

[3] Constantinescu, A. ș.a. *Îndreptar de fonte și oțeluri.* București, Ed. tehnică, 1969.

[4] * * * *Metals Handbook.* Ohio, Matals Park, American Society for Metals, 1964.

[5] * * * *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle.* Max Planck — Institut für Eisenforschung, Düsseldorf, Ed. Stahleisen, 1954.

[6] Popescu, N. și Dumitrescu, C. *Cercetări privind comportarea la revenire înaltă a oțelurilor 40C10 și 40BC10* În : Metalurgia, nr. 12, 1970, p. 761—766.

[7] Mantea, Șt. și Dulămiță, T. *Teoria și practica tratamentelor termice.* București, Ed. tehnică, 1964.

[8] Dulămiță, T., Florian, E. și Cincă, L. *Algoritm pentru determinarea gradientului de structuri în secțiunea produselor metalice tratate termic.* În : Cercetări metalurgice, vol. 16, nr. 2, 1974, p. 155—167.

[9] Jatczac, C. F. *Determining hardenability from composition.* În : Metal Progress, nr. 9, 1971, p. 60.

RECENZIE

V. F. Sumțov **Elektromagnitnie jelezootdeliteli** (*Separatoare electromagnetice pentru bucăți feroase*). Moscova, Mașinostroenie, 1978, 174 pag., 23 tab., 99 fig.

Cartea constituie o lucrare amplă dedicată utilajelor care asigură înlăturarea bucăților metalice feroase (magnetice) din amestecul folosit, adică separatoarelor electromagnetice. Lucrarea se face utilă tuturor celor care au preocupări în acest domeniu, dar mai ales celor care fac cercetări, proiectează și construiesc aceste tipuri de utilaje.

Prin apariția acestei cărți, care constituie un punct distinct în cadrul publicațiilor de profil, s-a urmărit creșterea eficienței acestor utilaje de separare. Structurată în șapte capitole, lucrarea acoperă domeniul teoretic și practic referitor la separatoarele electromagnetice.

În primul capitol autorul abordează problemele teoretice care stau la baza separării bucăților metalice feroase din amestecul folosit. Sînt prezentate proprietățile de bază ale corpurilor pulverulente (nisip) din amestecurile de formare, precum și analiza statistică a corpurilor feromagnetice întîlnite în amestecurile folosite. Totodată se face calculul forței de extragere a corpurilor feromagnetice din amestecurile folosite, capitolul încheindu-se cu o clasificare a separatoarelor după construcția lor.

Separatorul electromagnetic rotativ este tratat în capitolul 2. Se face o analiză constructivă a acestui utilaj, se analizează metoda de calcul al circuitului magnetic, precum și calculul electromagnetului.

Capitolul 3 analizează separatorul electromagnetic suspendat. Și în acest capitol se prezintă o analiză constructivă, calculul electromagnetului, precum și valorile optime de separare a utilajului.

Separatorul cu tambur electromagnetic constituie obiectul de studiu al capitolului 4, materialul prezentat urmărind linia de analiză din cele două capitole precedente.

Capitolul 5 tratează problema separatorului magnetic cu circuit magnetic închis, datele fiind analizate prin prisma calculelor constructive ale utilajului.

Materialele folosite pentru construirea electromagneților sînt incluse în capitolul 6. Sînt prezentate : oțeluri magnetice, fonte magnetice și fonte paramagnetice.

În ultimul capitol, al șaptelea, sînt prezentate principalele tipuri de separatoare electromagnetice folosite, cu toate caracteristicile tehnice care prezintă interes pentru utilizatori.

Lucrarea este prezentată la un înalt nivel științific, avînd o amplă bază teoretică, matematizată, prelucrarea statistică a acestor datelor realizîndu-se pe baza unei bogate informări (20 de titluri de lucrări citate la bibliografie).

Autorul, prin folosirea datelor obținute practic și aplicate la construcția utilajelor, dă un caracter practic și tehnologic lucrării, făcînd-o utilă pentru specialiștii din proiectarea și exploatarea utilajelor din turnătorii.

Ing. *S. Cocolaș*

Modelarea matematică a procesului de descompunere termică a smoalei și stabilirea unor corelații între caracteristicile fizice ale acesteia

Mat. Victoria Ciucu, mat. I. Ciucu
și ing. C. Spoitu
C.C.P.T.Al. — Slatina

CZ: 662.749.38 : 536.212.2

La fabricarea produselor cărbunoase, smoala din gudron de huilă este principalul liant folosit pentru legarea materialelor granulare (antracit, cocs, grafit etc.) ce intră în componența acestora. Caracteristicile fizice ale produselor cărbunoase sînt puternic influențate de proporția de liant folosită și de dirijarea corespunzătoare a vitezei de încălzire în timpul procesului de coacere. De aceasta din urmă va depinde natura schimbărilor în structura constituenților smoalei și evacuarea produselor gazoase, ceea ce condiționează formarea cocsului din liant. Viteza de încălzire are deci influențe directe asupra calității produselor cărbunoase. Așadar, conducerea procesului de coacere la fabricarea produselor cărbunoase este foarte importantă întrucît viteza de încălzire este un parametru de corelare în calculele de prognoză a caracteristicilor finale. Se impune deci necesitatea ca în testările pentru stabilirea condițiilor de fabricație a unui produs cărbunos să se ia în considerare acest parametru.

Studii empirice asupra conținutului optim de liant au fost efectuate în mai multe lucrări [1], de asemenea s-au efectuat studii asupra conducerii proceselor de coacere [2], [3] etc. și studii despre degajarea volatilelor și transferul de masă în timpul coacerii [4].

În prezenta lucrare se urmărește expunerea cîtorva considerații teoretice asupra procesului de coacere și în speță asupra prezentării ecuației de descompunere termică a smoalei, a corelațiilor existente între punctul de înmuiere specific fiecărei smoale și temperatura unde degajarea volatilelor este maximă, dintre punctul de înmuiere și valoarea de cocsificare, precum și a altor tipuri de corelație.

Acestea pun în evidență legătura dintre proprietățile specifice unei anumite smoale care ajută ulterior la caracterizarea acestora fără a mai fi necesară toată gama de determinări de laborator, eliminîndu-se astfel anumite analize executabile în condiții deosebite.

Descompunerea termică a smoalei

Modelarea procesului. Se precizează de la început că în urma experimentărilor a rezultat concluzia că descompunerea termică a smoalei, ca atare, se desfășoară analog cu descompunerea termică a acesteia, atunci cînd intră în componența unui anumit produs cărbunos.

Deci considerațiile care urmează nu limitează generalizarea aplicării efective a rezultatelor la produsele cărbunoase.

În timpul procesului de coacere, smoala își pierde din greutate datorită degajării de volatile. Notînd cu m greutatea pierdută de smoală la timpul t, cu m_0 greutatea totală pierdută la sfîrșitul ciclului de coacere și cu M_0 cantitatea inițială de smoală, se definește fracția de smoală nedescompusă x prin relația:

$$x = \frac{m_0 - m}{M_0} \qquad (1)$$

Se numește curbă integrală curba de variație a greutății pierdute absolute (%) a smoalei, în funcție de temperatura de coacere.

Studiind curbele integrale ale descompunerii termice pentru mai multe tipuri de smoală (fig. 1) [5], se constată că acestea au o alură

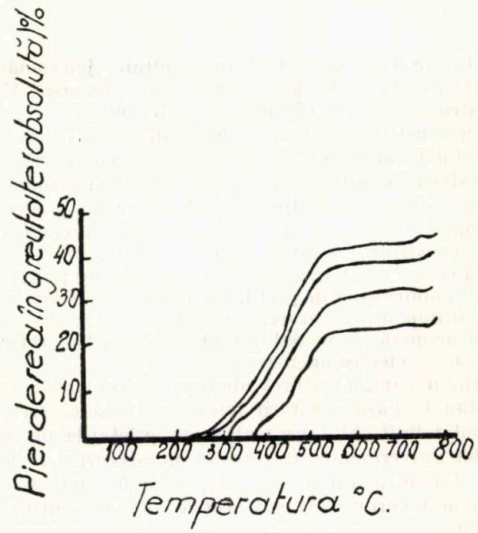


Fig.1. Curba integrală *TGA* a descompunerii termice a smoalelor cu stabilitate termică diferită

similară, diferențele dintre ele referindu-se numai la ordinul de mărime. Ecuația ce definește aceste curbe are forma generală [3]:

$$-\frac{dx}{dt} = K_T \cdot x^n, \qquad (2)$$

luînd semnul minus, întrucît funcția $x(t)$ este descrescătoare în raport cu timpul. În această

ecuaţie intervine ordinul de reacţie n, care se stabileşte experimental şi factorul K_T, care depinde de temperatura T prin relaţia:

$$K_T = K_0 \cdot e^{-E/RT}, \tag{3}$$

în care apare factorul de frecvenţă K_0, energia de activare E (kcal. mol^{-1}) şi constanta gazelor R (kcal. mol^{-1} · grad^{-1}).

Graficul de variaţie a factorului de temperatură K_T, în funcţie de temperatura T, este reprezentat în figura 2.

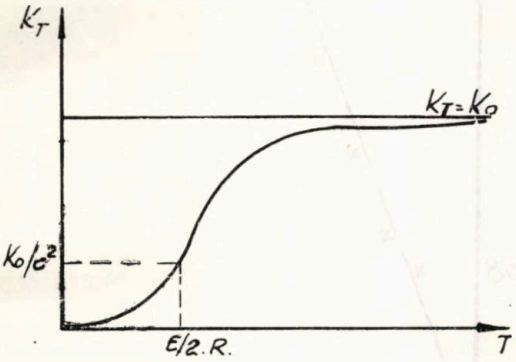


Fig. 2. Graficul de variaţie a factorului de temperatură K_T, în funcţie de temperatura T, °C

Înlocuind (1) şi (3) în ecuaţia (2) şi făcînd notaţia $m_r = m/m_0$, ecuaţia descompunerii termice a smoalei devine:

$$\frac{dm_r}{dT} = \frac{K_0}{\chi} e^{-E/RT} \left(\frac{m_0}{M_0}\right)^{n-1} (1-m_r)^n \tag{4}$$

unde prin χ s-a notat viteza de reacţie exprimată prin relaţia:

$$\chi = \frac{dT}{dt} \tag{5}$$

Integrînd ecuaţia (4) se obţine soluţia ecuaţiei diferenţiale, care exprimă în orice moment de timp t şi temperatură T fracţia de smoală descompusă dată prin relaţia:

$$m_r(T) = 1 - \left[(n-1)\frac{K_0}{\chi}\left(\frac{m_0}{M_0}\right)^{n-1}\frac{RT^2}{E}e^{-E/RT}\right]^{-\frac{1}{n-1}} \tag{6}$$

Pe intervalul de temperatură $(0, +\infty)$, această funcţie are un punct de inflexiune T_0, care se exprimă prin relaţia:

$$T_0 = \frac{-2nER + E\sqrt{2R(n+1)+4R^2}}{2R(n+1)} \tag{7}$$

Introducînd această valoare în ecuaţia (6), rezultă valoarea $m_r(T_0)$ care defineşte ordonata punctului de inflexiune al curbei integrale şi deci valabilitatea ecuaţiei empirice care aproximează procesul de descompunere termică a smoalei. Formula (6) poate fi utilizată şi sub forma aproximativă următoare:

$$m_r(T) \approx 1 - \left\{(n-1)\frac{K_0}{\chi}\left(\frac{m_0}{M_0}\right)^{n-1}\left[T - \frac{E}{R}\cdot \ln T - \frac{1}{2}\left(\frac{E}{R}\right)^2 \cdot \frac{1}{T} + \frac{1}{R}\left(\frac{E}{R}\right)^3 \cdot \frac{1}{T^2}\right]\right\}^{-\frac{1}{n-1}} \tag{8}$$

Această aproximare s-a făcut în baza studiului convergenţei seriei ce apare din dezvoltarea exponenţialei din membrul drept al ecuaţiei (6).

Aşa cum s-a precizat ordinul de reacţie n se stabileşte experimental. Astfel, pentru două viteze de încălzire distincte, rezultă din ecuaţia (4) că ordinul de reacţie se poate stabili cu următoarea relaţie:

$$(dm_r/dT)_i/(dm_r/dT)_{i+1} = \chi_i(1-m_r)_i^n/\chi_{i+1}(1-m_r)_{i+1}^n \tag{9}$$

unde indicii i şi $i+1$ semnifică factorii relaţie la vitezele de încălzire χ_i şi respectiv χ_{i+1}. Prin logaritmarea ecuaţiei (9) se obţine ordinul de reacţie n ca fiind panta dreptei exprimată prin ecuaţia:

$$\ln\frac{(dm_r/dT)_i}{(dm_r/dT)_{i+1}} = n \cdot \ln\frac{(1-m_r)_i}{(1-m_r)_{i+1}} + \ln\frac{\chi_i}{\chi_{i+1}} \tag{10}$$

Energia de activare E şi factorul de frecvenţă K_0 sînt doi parametri specifici fiecărui tip de smoală. Prelucrînd datele experimentale pentru cîteva tipuri de smoală se stabilesc următoarele corelaţii:

— corelaţia dintre factorul de frecvenţă K_0 şi punctul de înmuiere stabilit după metoda Kramer — Sarnov (KS), care este următoarea:

$$KS = 3{,}47\ K_0 + 257 \tag{11}$$

— corelaţia dintre punctul de înmuiere KS şi factorul $\frac{E}{R}$ notat cu A, dată prin relaţia:

$$KS = 10{,}693\ A + 42{,}316 \tag{12}$$

Din aceste ecuaţii de corelaţie se deduc astfel factorul de frecvenţă K_0 şi energia de activare E şi împreună cu ordinul de reacţie n determinat din ecuaţia (10) se introduc în ecuaţia (8), care exprimă astfel fracţia de smoală descompusă la orice viteză de încălzire şi pentru orice temperatură T.

Din ecuaţia (8) rezultă că fracţia de smoală descompusă este în funcţie de viteza de încăl-

zire. Astfel pentru o viteză de încălzire variabilă se constată că variabila $m_r(T)$ este dependentă crescător de aceasta, concluzie ce este compatibilă cu fenomenul fizic de descompunere termică a smoalei. Dacă se consideră în ecuaţia (8) că viteza de încălzire este dependentă de temperatură şi dacă se exprimă din ecuaţia (8) viteza de încălzire în funcţie de fracţia de smoală descompusă, atunci se poate stabili curba de variaţie a vitezei de încălzire în funcţie de fracţia de smoală descompusă.

Necesitatea stabilirii curbei optime de încălzire a smoalei şi implicit a produselor cărbunoase este de mare importanţă, întrucît trebuie avut în vedere faptul că de aceasta depinde formarea canalelor de evacuare a volatilelor care nu trebuie să afecteze structura produsului. Studii asupra evacuării volatilelor s-au efectuat în lucrarea [4], ajungîndu-se la concluzia că dimensiunea canalelor de evacuare a volatilelor depinde în mare măsură de viteza de încălzire şi deci aceasta se va reflecta asupra porozităţii produsului final.

Corelaţii între caracteristicile fizice ale smoalelor

Pentru stabilirea corelaţiilor de mai jos s-au întocmit şi rezolvat programe cu ajutorul calculatorului electronic FELIX C 256.

Corelaţia dintre punctul de înmuiere şi valorile de cocsificare. Prelucrînd datele pentru şase tipuri de smoală se stabileşte o corelaţie de tip liniar între punctul de înmuiere KS (°C) şi valorile de cocsificare C (%), determinate după metoda Conradson. Notînd cu x valoarea de cocsificare şi cu y punctul de înmuiere, coeficientul de corelaţie dintre variabilele x_i şi y_i este $\gamma_{yx} = 0{,}081$, şi ecuaţia de corelaţie se exprimă prin relaţia următoare:

$$y = 3{,}02 \cdot x - 64{,}37 \qquad (13)$$

Reprezentarea grafică a punctelor (x_i, y_i), $i = \overline{1,6}$ şi a dreptei de corelaţie se face în figura 3. Relaţia (13) permite ca pe baza unei determinări de laborator simple şi rapide să se estimeze o caracteristică de bază a unei smoale, eliminîndu-se o determinare mai complicată.

Corelaţia dintre punctul de înmuiere şi temperatura unde degajarea volatilelor este maximă. Prelucrînd datele obţinute experimental pentru şase tipuri de smoală, se stabileşte o corelaţie de tip liniar între punctul de înmuiere KS şi temperatura unde emanaţia volatilelor este maximă, T_m. Pentru stabilirea acestei corelaţii s-au folosit datele rezultate pentru şase tipuri de smoală. Se notează cu x temperatura unde emanaţia volatilelor este maximă şi cu y punctul de înmuiere.

Coeficientul de corelaţie dintre aceste două variabile $\gamma_{x,y} = 0{,}83$, iar ecuaţia de corelaţie este dată prin relaţia:

$$y = 0{,}66x - 165{,}91 \qquad (14)$$

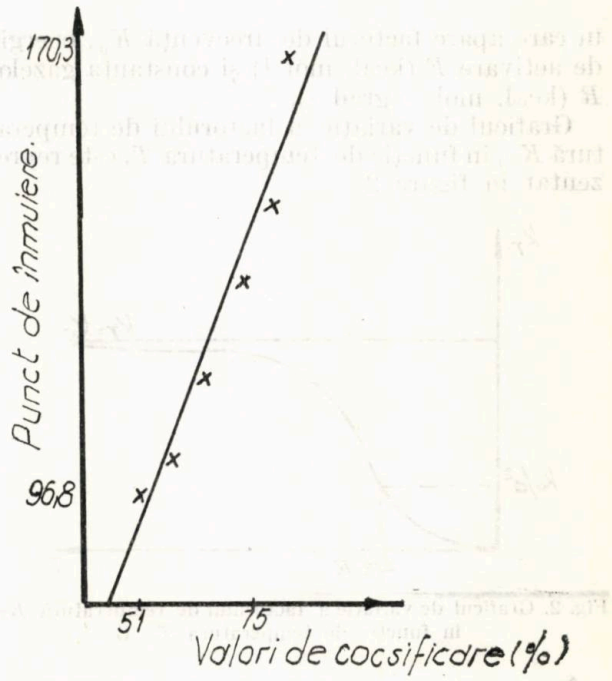


Fig. 3. Corelaţia dintre valorile de cocsificare, % şi punctu de înmuiere, °C

Reprezentarea grafică a punctelor (x_i, y_i), $i = \overline{1,6}$ şi a dreptei de corelaţie (14) se face în figura 4.

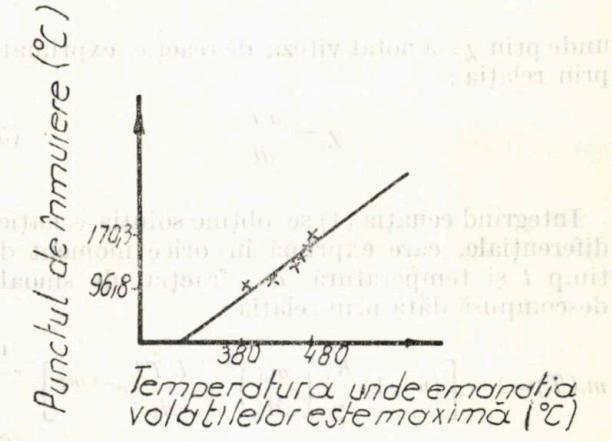


Fig.4. Corelaţia dintre temperatura unde emanaţia volatilelor este maximă, °C şi punctul de înmuiere, °C

Relaţia (14) permite astfel, pentru tipuri de smoală bine definite, stabilirea domeniilor de temperatură pentru care se impune o viteză mică de încălzire în timpul coacerii pentru a se evita obţinerea unui produs cărbunos cu o reţea de canale de evacuare a volatilelor foarte pronunţată (porozitate mare) sau chiar fisurarea acestora.

Corelaţia dintre densitatea reală şi aromaticitate. Indicele de aromaticitate reprezintă un criteriu important de apreciere a calităţii smolei, însă determinarea acestuia necesită analize de laborator cu aparatură mai puţin accesibilă tuturor laboratoarelor.

Prin stabilirea corelaţiei dintre densitatea reală şi aromaticitate se creează posibilitatea eliminării acestor analize, folosind exprimarea indicelui de aromaticitate în funcţie de o determinare mai simplă. Se notează cu x densitatea reală şi cu y aromaticitatea.

Coeficientul de corelaţie dintre variabilele x şi y este $\gamma_{y,x} = 0{,}92$, iar ecuaţia de corelaţie este exprimată prin relaţia (15) :

$$y = 2{,}333\,x - 1{,}3 \qquad (15)$$

Reprezentarea grafică a punctelor (x_i, y_i), $i = \overline{1,6}$ şi a dreptei de corelaţie (15) se face în figura 5.

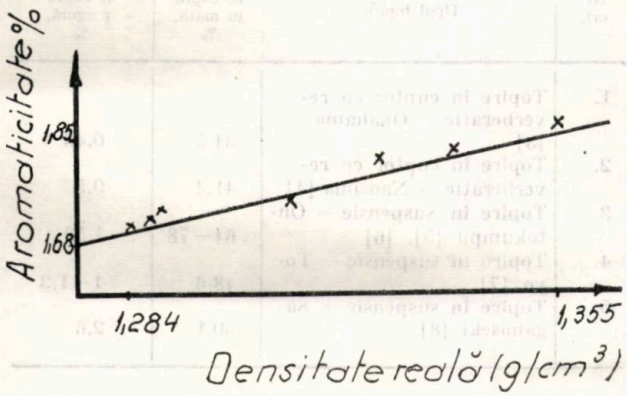


Fig. 5. Corelaţia dintre densitatea reală, g/cm³ şi aromaticitate

La stabilirea corelaţiilor de mai sus s-a folosit un număr relativ restrîns de date de laborator, obţinute cu anumite metode de analiză, condiţii care limitează generalizarea acestor rezultate. Totuşi corelaţiile respective conturează ideea posibilităţii reducerii numărului de determinări pentru anumite grupe de smoală folosite curent într-un proces tehnologic şi pentru metode de analiză specifice unui anumit laborator. De asemenea apare posibilitatea stabilirii unor corelaţii, care să permită echivalarea între diferite metode de analiză.

Concluzii

Se stabilesc forme accesibile pentru ecuaţia de descompunere termică a smoalei, punînd în evidenţă, prin corelaţiile stabilite, influenţa pronunţată a punctului de înmuiere specific fiecărei smoale asupra energiei de activare a procesului de descompunere termică a smoalelor, precum şi a factorului de frecvenţă ce apare în ecuaţia (4).

De asemenea se interpretează soluţia ecuaţiei descompunerii termice a smoalei ce exprimă fracţia de smoală descompusă în funcţie de viteza de încălzire şi se stabilesc corelaţii între caracteristicile fizice ale smoalelor, care permit aprecierea calităţii acestora prin folosirea unui număr mai restrîns de determinări de laborator.

Prin extinderea studiului, folosind date practice, se poate stabili funcţia de corelaţie dintre diferite reţete granulometrice şi viteza optimă de încălzire în cuptoare industriale.

BIBLIOGRAFIE

[1] Wiggs, P.K.C. *Prediction of Optimum Binder Contents of a Carbon Mixing by Use of the Mercury Porosimeter.* Londra, Morgan Crucible Company Limited.

[2] Hüttinger, K. *Brutlokinetik der Pyrolyse von Steinkohlenteerpechen und kristalline Ordnung des festen Rückstandes.* În : Erdöl und Kohle, nr. 9, 1970.

[3] Hüttinger, K. *Eine kinetische Aalyse der Steinkohlenteer-Pechpyrolyse.* În : Bitumen — Teere — Asphalte — Peche und verwandte Stoffe, nr. 12, 1970.

[4] Born, M. *Pyrolysis and Behaviour in the Baking of Industrial Carbons.* În : Feuel, vol. 53, 1974.

[5] Wallanch, R. W., Murty, H. N. şi Heintz, E.A. *Pyrolysis of Coal Tar Pitch Binders.* În : Carbon, vol. 10, 1972.

DOCUMENTARE

Tendinţe privind producţia de aliaje pe bază de cupru

S-au studiat proprietăţile mecanice şi de exploatare ale pieselor turnate din aliajul CuAl9, cu mici adaosuri de zinc, plumb, staniu şi siliciu (Fonderie 31, 1976, nr. 356) ; studiul s-a realizat pe probe turnate în cochilii. În fiecare serie a fost luat rezultatul mediu de la zece probe. Adăugarea unor cantităţi mici de staniu a ridicat considerabil rezistenţa la coroziune a aliajului în apa marină. La introducerea a 0,2 % staniu, alungirea a fost mai mică ; la un conţinut de staniu de 0,09, 0,280 şi 0,46 % nu s-au observat schimbări importante ale proprietăţilor mecanice. Prin introducerea zincului în cantităţi de 0,22, 0,46 şi 1,64 %, alungirea s-a micşorat cu 22 pînă la13 %. La un conţinut de zinc în jur de 0,5 %, rezistenţa la rupere la tracţiune s-a micşorat pînă la 520 N/mm ². La un conţinut de plumb pînă la 0,5 %, proprietăţile mecanice ale aliajului nu s-au schimbat. Prin mărirea conţinutului de plumb pînă la 10 % s-au îmbunătăţit proprietăţile de antifricţiune şi prelucrabilitatea aliajului. Se observă micşorarea proprietăţilor mecanice şi îndeosebi alungirea la un conţinut mic de plumb (în jur de 0,10 %). Dacă piesa turnată este supusă în continuare operaţiei de sudare, conţinutul de plumb nu trebuie să treacă de 0,02 %. Adaosul de siliciu a determinat micşorarea alungirii. Experienţele cu utilizarea metalului recirculat care conţine impurităţi au dat rezultate similare cu cele obţinute prin introducerea metalelor pure.

La un aliaj cu un conţinut de 89,30 % Cu ; 10,20 % Al ; 0,12 % Zn ; 0,06 % Pb ; 0,06 % Sn ; 0,03 % Si ; 0,05 % Fe şi 0,15 % Mn se atinge rezistenţa la rupere de 558 N/mm² şi alungirea de 19,2 %. După 1 000 h de încercări la coroziune într-o soluţie de sare de bucătărie la 80°C, adaosurile de zinc, plumb şi siliciu au provocat o separare ridicată a aluminiului.

Au fost efectuate încercări de laborator şi în exploatare ale discurilor de frînă din aliajul CuCr 1 învechit, cu o conductibilitate termică ridicată. La discurile din acest aliaj încălzirea este cu 100°C mai mică decît la discurile de frînă din fontă cu grafit lamelar.

Funcţionînd în aceleaşi condiţii, discurile şi saboţii din aliajul CuCr 1 au prezentat o uzură mai mică decît aceleaşi piese din fontă cu grafit lamelar.

(În : *Express Informaţiia, nr. 23, 1977, p. 143*)

Dependența conținutului de cupru în zgure de tensiunea interfazică*

Ing. V. Țibea
Centrul de cercetări și proiectări pentru metale radioactive—Măgurele

CZ 669.046.58:546.56—121

Matematic valoarea conținutului de cupru în zgurele rezultate la topirea pentru mată a concentratelor cuproase este exprimată [1] prin relația:

$$(\%\,Cu)_{zgură} = K\,(\%\,Cu)_{mată} \qquad (1)$$

unde coeficientul K este o mărime variabilă care depinde de compoziția chimică a sistemului zgură-mată și de parametrii de funcționare a cuptorului.

Această dependență reprezentată grafic pe baza unor date practice [2] arată că odată cu creșterea conținutului de cupru în mată, de la 10 la 70%, conținutul de cupru în zgură crește de la 0,1 la 0,8% (fig. 1).

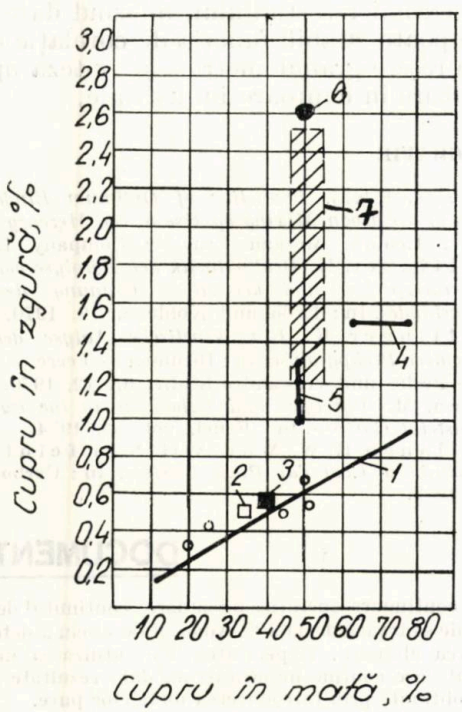


Fig. 1. Dependența conținutului de cupru în zgură de conținutul de cupru în mată după date uzinale:

1 — cuptoare cu reverberație și electrice [2];
2 — cuptorul cu reverberație — Onahama [3];
3 — cuptorul cu reverberație — Naosima [4];
4 — topirea în suspensie Outokumpu [5], [6];
5 — topirea în suspensie Toyo [7];
6 — topirea în suspensie Saganoseki [8];
7 — topirea în suspensie Baia Mare

* Articolul constituie o parte din lucrarea de doctorat întocmită sub conducerea prof. dr. docent ing. Fl. Oprea.

În general, conținutul de cupru în zgurele rezultate la cuptoarele cu reverberație [3], [4] respectă această corelație cu abateri destul de mici. La cuptoarele de topire în suspensie [5] — [8], rezultă zgure cu un conținut de cupru de 2—3 ori mai mare decît corelația respectată pentru cuptoarele cu vatră (tab. 1).

Tabelul 1

Conținutul de cupru în zgurele rezultate la topirea pentru mată

Nr. crt.	Tipul topirii	Conținutul de cupru în mată, %	Conținutul de cupru în zgură, %
1.	Topire în cuptor cu reverberație — Onahama [3]	34,5	0,46
2.	Topire în cuptor cu reverberație — Naosima [4]	41,4	0,5
3.	Topire în suspensie — Outokumpu [5], [6]	64—78	1,52
4.	Topire în suspensie — Toyo [7]	48,6	1—1,3
5.	Topire în suspensie — Saganoseki [8]	50,1	2,6

Relația (1) și dreapta din figura 1 nu mai sînt satisfăcătoare pentru exprimarea pierderilor de cupru în zgurele rezultate la topirea pentru mată.

Ca urmare, trebuie să se opereze cu noi elemente, trebuie aflat conținutul coeficientului K, conținutul său fizic și elementele sale matematice.

Interacțiunea la limita de separare a topiturilor de mată și zgură poate fi evaluată cu mărimea tensiunii interfazice. Pentru separarea acestor faze este necesar să se cheltuiască lucru mecanic împotriva forțelor de atracție, conform relației lui Dupre:

$$W_a = \sigma_1 + \sigma_2 - \sigma_{12} \qquad (2)$$

unde: W_a este lucrul de adeziune;
σ_1 — tensiunea superficială a zgurei;
σ_2 — tensiunea superficială a matei;
σ_{12} — tensiunea interfazică.

Pe măsura creșterii solubilității reciproce crește energia de adeziune W_a, iar tensiunea interfazică σ_{12} se micșorează. În felul acesta, ten-

siunea interfazică și, de asemenea, lucrul de adeziune caracterizează solubilitatea reciprocă a topiturilor în contact și, ca urmare, pierderile electrochimice.

Micșorarea entalpiei libere a sistemului prin contopirea particulelor de mată, de asemenea, se află în dependență directă de mărimea tensiunii interfazice

$$dG = \sigma_{12}\, ds \qquad (3)$$

unde dG este variația entalpiei libere a procesului de coalescență;

ds — modificarea suprafeței de separare a fazelor.

Din ecuația (3) rezultă că odată cu creșterea σ_{12} trebuie să crească dimensiunea particulelor și, ca urmare, viteza lor de sedimentare.

Din punct de vedere practic, pe metalurgi îi interesează influența tensiunii interfazice asupra măririi particulelor de mată și asupra separării totale a fazelor.

Studiile experimentale, efectuate de A. V. Vaniukov, V. Ia. Zaițev, A. N. Popkov ș. a. [9], [10], cu privire la influența compoziției topiturilor de zgură și mată asupra procesului de coalescență a particulelor de mată dispersate în zgură, arată o dependență strînsă a gradului de coalescență de tensiunea interfazică.

Creșterea conținutului de silice în zgură (fig. 2) de la 33 pînă la 47,9 % (mol) determină micșo-

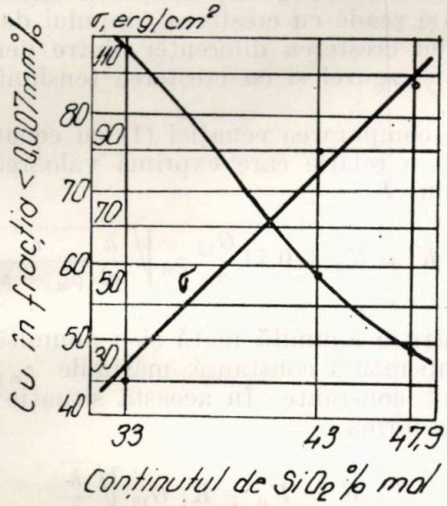


Fig. 2. Influența conținutului de silice în zgură asupra procesului de coalescență a particulelor de mată cuproasă

rarea cantității de particule fin dispersate de mată cuproasă cu diametrul mai mic de 0,007mm de la 88,91 la 48,8 %. În același timp tensiunea interfazică crește de la 31 la 108 dyn/cm.

Creșterea conținutului de Fe_3O_4 și ZnO în zgură duce la micșorarea tensiunii interfazice și la creșterea cantității particulelor de mată necoagulate (fig. 3).

Cercetările privind influența înlocuirii FeO cu CaO în zgură asupra procesului de coalescență a particulelor de mată fin dispersate, care conțin 19,42 % Cu și 31,78 %S, arată că

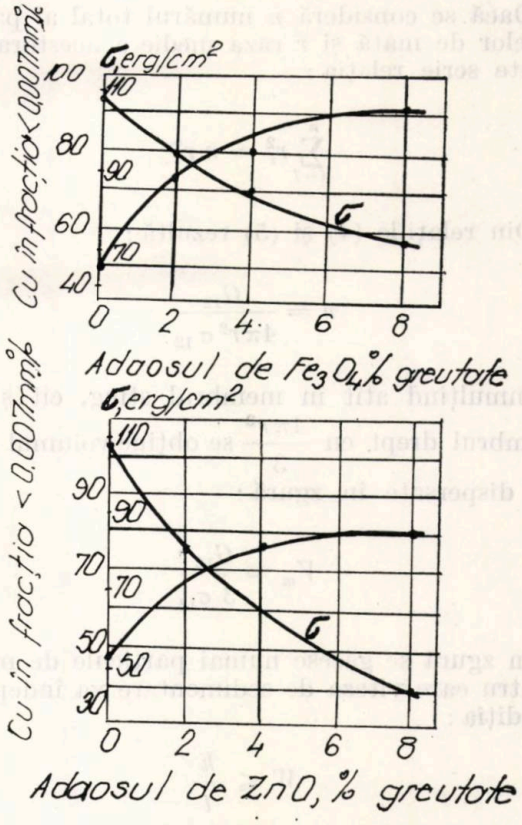


Fig.3. Influența adaosului de Fe_3O_4 și ZnO în zgură asupra procesului de coalescență a particulelor de mată cuproasă

cea mai mică tensiune interfazică a sistemului, egală la 16 % CaO în zgură cu 31 (dyn/cm), corespunde celui mai mare procent de particule necoagulate: 88,91 din conținutul total [10].

Pierderile de cupru în zgure nu pot fi micșorate fără să se cunoască mecanismele fundamentale ale formării lor, fără să se cunoască influența diferitelor fenomene fizico-chimice și hidrodinamice care se desfășoară în baia topită, particularitățile tehnologiei și utilajelor. Pentru aceasta este necesar să se treacă de la modelarea teoretică, datele experimentale și relațiile empirice la stabilirea unor relații matematice, care să exprime direct dependența conținutului de cupru în zgure de mărimile caracteristice tehnologiei și utilajelor.

Date importante se pot obține și pe cale teoretică din studiul suprafeței interfazice. Suprafața interfazică separă faza de mată de cea de zgură, prin suprafața interfazică stabilindu-se echilibrul pierderilor electrochimice, ea fiind direct proporțională cu pierderile mecanice.

În cazul sistemului zgură-mată entalpia liberă interfazică totală G_{12} va fi :

$$G_{12} = 4\pi \sigma_{12} \sum_{i=1}^{n} r_i^2 \qquad (4)$$

Dacă se consideră n numărul total al particulelor de mată și r raza medie a acestora, se poate scrie relația :

$$\sum_{i=1}^{n} r_i^2 = n r^2 \qquad (5)$$

Din relațiile (4) și (5) rezultă :

$$n = \frac{G_{12}}{4\pi r^2 \sigma_{12}} \qquad (6)$$

Înmulțind atît în membrul stîng, cît și în membrul drept cu $\frac{4\pi r^3}{3}$ se obține volumul matei dispersate în zgură :

$$V_m = \frac{G_{12} r}{3 \sigma_{12}} \qquad (7)$$

În zgură se găsesc numai particule de mată pentru care viteza de sedimentare va îndeplini condiția :

$$W \leqslant \frac{h}{t} \qquad (8)$$

unde h este înălțimea stratului de zgură, iar t, timpul de sedimentare.

Valoarea vitezei particulelor de mată este limitată de viscozitatea zgurei η_z, de densitatea matei ρ_m, densitatea zgurei ρ_z și raza particulelor r, conform relației lui Stokes :

$$W = \frac{2}{9} \frac{g}{\eta_z} (\rho_m - \rho_z) r^2 \qquad (9)$$

Din relațiile (8) și (9) rezultă că raza particulelor de mată din zgură este :

$$r = 3 \sqrt{\frac{h}{t} \frac{\eta_z}{2g} \frac{1}{\rho_m - \rho_z}} \qquad (10)$$

Substituind valoarea lui r din (10) în (7) se obține :

$$V_m = \frac{G_{12}}{\sigma_{12}} \sqrt{\frac{h}{t} \frac{\eta_z}{2g} \frac{1}{\rho_m - \rho_z}} \qquad (11)$$

Dacă se consideră că întreaga cantitate de cupru antrenată pe cale mecanică în zgură se află sub formă de mată, se poate scrie egalitatea :

$$G_m X_m = G_z (X_t - X_0) \qquad (12)$$

unde : G_m este cantitatea totală de mată aflată în zgură ;
X_m — conținutul de cupru din mată ;
G_z — cantitatea totală de zgură ;
X_t — conținutul total de cupru în zgură ;
X_0 — conținutul de cupru dizolvat în zgură.

Din (12) rezultă :

$$X_t = X_0 + \frac{G_m X_m}{G_z} \qquad (13)$$

Dacă în relația (13) se înlocuiește G_m cu valoarea $\rho_m V_m$ și dacă se consideră $G_z = 1$, rezultă :

$$X_t = X_0 + \rho_m X_m V_m \qquad (14)$$

Înlocuind pe V_m din (14) cu valoarea sa din (11) se obține :

$$X_t = X_0 + 0{,}71 \frac{G_{12}}{\sigma_{12}} \rho_m X_m \sqrt{\frac{h}{gt} \frac{\eta_z}{\rho_m - \rho_z}} \qquad (15)$$

Conform ecuației (15) conținutul de cupru în zgură crește cu creșterea entalpiei libere interfazice, a conținutului de cupru în mată, cu viscozitatea zgurei, înălțimea stratului de zgură și scade cu creșterea timpului de decantare, cu creșterea diferenței dintre densitatea matei și zgurei și cu creșterea tensiunii interfazice.

Din compararea ecuației (1) cu ecuația (15) rezultă o relație care exprimă valoarea coeficientului K :

$$K = K_0 + 0{,}71 \frac{G_{12}}{\sigma_{12}} \rho_m \sqrt{\frac{h}{gt} \frac{\eta_z}{\rho_m - \rho_m}} \qquad (16)$$

Pentru o anumită mată și o anumită zgură la temperatură constantă mărimile ρ_m, ρ_z, η_z σ_{12} sînt constante. În această situație relația (16) ia forma :

$$K = K_0 + K_1 G_{12} \sqrt{\frac{h}{t}} \qquad (17)$$

Prin urmare, coeficientul K pentru o anumită mată și o anumită zgură, la temperatură constantă, nu este o mărime constantă, ci depinde de particularitățile procesului de topire (mecanismul și cinetica procesului), luate în considerare în ecuația (16) prin mărimile G_{12} și $\frac{h}{t}$.

Conținutul mai ridicat de cupru în zgurele rezultate la cuptoarele de topire în suspensie este explicat, în general, prin conținutul mai ridicat de cupru în matele cu care se lucrează la aceste cuptoare și prin conținutul mai ridicat de magnetită în zgură.

Prin reprezentarea grafică a conținutului de cupru în zgură funcție de conținutul de cupru în mată, conform ecuației (15), nu se obține o singură dreaptă ci o familie de drepte (fig. 4), care diferă prin valorile lui X_0 și ale unghiului de înclinare.

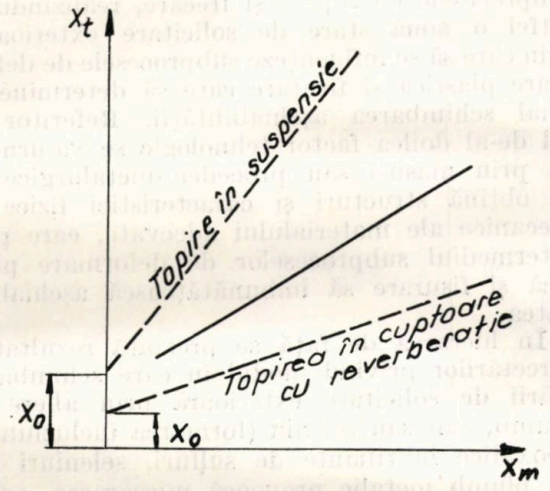


Fig. 4. Dependența generală a conținutului de cupru în zgură de conținutul de cupru în mată

În cazul cuptoarelor de topire în suspensie mărimea X_0 și unghiul de înclinare a dreptei dependenței conținutului de cupru în zgură de conținutul de cupru în mată sînt mai mari decît în cazul cuptoarelor cu reverberație. În felul acesta prin ecuația (15) se explică pe cale matematică de ce conținutul de cupru în zgurele de la topirea în suspensie este mai mare decît în zgurele de la cuptoarele cu reverberație.

Din datele prezentate rezultă următoarele:

— Tensiunea interfazică are o influență importantă asupra pierderilor de cupru în zgură. Prin creșterea tensiunii interfazice conținutul de cupru în zgură se micșorează.

— Coeficientul K de pierdere a cuprului în zgură în procesul de topire pentru mată nu este o mărime constantă ci o funcție complexă, care furnizează date importante cu privire la cauzele pierderilor de cupru în zgure.

— Pentru fiecare procedeu de topire pentru mată (topire în cuptoare cu reverberație, cu cuvă, electrice, în suspensie etc.) există o dependență specifică a conținutului de cupru în zgură de conținutul de cupru în mată. Nu există o dependență general valabilă pentru toate procedeele.

— Conținutul ridicat de cupru în zgurele de la topirea în suspensie, comparativ cu zgurele de la cuptorul cu reverberație, este determinat nu numai de conținutul ridicat de cupru în mată și conținutul ridicat de magnetită în zgură, ci și de particularitățile procesului de topire în suspensie (mecanismul și cinetica sa).

BIBLIOGRAFIE

[1] Yannopoulos, Y.C. În: Canadian Metallurgical Quarterly, vol. 10, nr. 4, 1971.

[2] Gazarian, L.M. *Pirometallurghiia medi.* Moscova, 1960.

[3] * * * *Aspecte actuale ale metalurgiei cuprului în Japonia* În: Engineering and Mining Journal, nr. 11, 1971.

[4] Itakura, K. ș.a. *Indicii topirii cu reverberație la uzina Naosima (Japonia) prin prelucrarea zgurelor de convertizor prin flotație.* În: J. Metals., iulie, 1969.

[5] Oprea, F l. *Procedee speciale în metalurgia metalelor neferoase.* București, Editura tehnică, 1974.

[6] Seppo, H. *Topitoria de la Harjavalta.* Primul congres internațional de topire în suspensie, Finlanda, 23—27 oct., 1972.

[7] Fujimori, M, Ogura, T. și Horie, T. *Topirea în suspensie, la topitoria Toyo.* Primul congres internațional de topire în suspensie, Finlanda, 23—27 oct., 1972.

[8] Shun-ichi, Yashima *Procesul de topire în suspensie, folosind temperaturi înalte, aer îmbogățit cu oxigen la topitoria de la Saganoseki.* Primul congres internațional de topire în suspensie, Finlanda, 23—27 oct. 1972.

[9] Vaniukov, A. V. și Zaiț ev, Ia. V. În: Izvestiia V.U.Z. Țvetnaia Metallurghiia, nr. 4, 1962.

[10] Vaniukov, A. V. și Zaițev, Ia. V. În: Izvestiia V.U.Z. Țvetnaia Metallurghiia, nr. 5, 1962.

DOCUMENTARE

Aluminiu : capacități și investiții în Europa

— Norvegia — Norsk Hydro și-a dat acordul pentru mărirea cu 40 000 t/an a capacității de producție a uzinei sale de aluminiu de la Karmoy (capacitatea actuală : 110 000 t/an).

— Suedia — Societatea Gränges a hotărît să investească 30 mil. coroane (29,85 mil. FF) pentru uzina de aluminiu de la Sundvall. Refacerea acestei unități are ca scop mărirea capacității (în prezent 83 000 t/an), reducerea consumului de energie și îmbunătățirea condițiilor de muncă.

— Iugoslavia — Au fost încheiate lucrările noii unități de afinare a aluminiului de la Boris Kidric; capacitatea inițială va fi de 8 000 t/an, care ulterior se va ridica la 15 000 t/an.

(În : *Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 480, ian. 1979, p. 18*)

Cercetări privind influența alierii cu sulf, plumb sau seleniu asupra subproceselor de deformare plastică și microfisurare în zona de contact piesă-sculă la așchierea fontelor albe

Ing. A. Nicolae
Institutul politehnic — București

CZ : 539.374 : 669.131.2

Prin aplicarea ipotezei de rupere Davidenko-Friedmann la procesul de așchiere se deduce că formarea și detașarea așchiei este rezultatul interacțiunii a două categorii de factori tehnologici :

— starea de solicitare exterioară ;

— structura și caracteristicile mecanice și fizice ale materialului.

Pentru stabilirea procedeelor de natură metalurgică, prin intermediul cărora să se influențeze pozitiv așchiabilitatea fontelor albe, autorul consideră că este necesar ca procesul de formare și detașare a așchiei să fie considerat un proces global rezultat al desfășurării simultane a unor subprocese de natură metalurgică, dintre care trebuie cercetate cu precădere : ruperea materialului în zona de așchiere, deformarea plastică a materialului, fisurarea și frecarea de pe suprafața de așchiere.

Pentru orientarea și programarea unor cercetări în domeniul îmbunătățirii așchiabilității fontelor albe este necesar să se stabilească în fază preliminară interdependențele posibile între subprocesele metalurgice amintite, factorii tehnologici menționați și procesul de formare și detașare a așchiei. În acest sens se propun lanțurile de condiționări succesive pre-

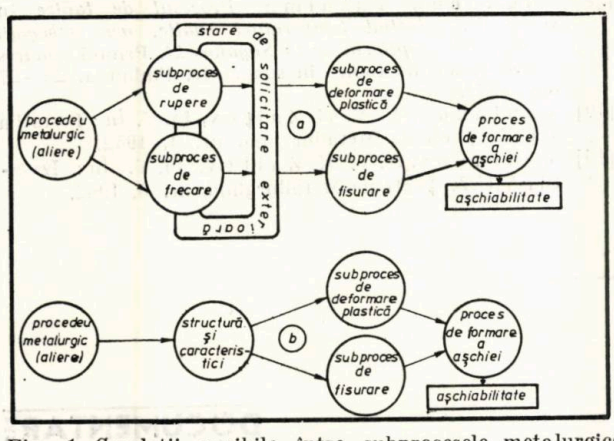


Fig. 1. Corelații posibile între subprocesele metalurgice factorii tehnologici și procesul de așchiere : *a*) cazul stării de solicitare exterioară ; *b*) cazul structurii și caracteristicilor materialului

zentate în figura 1. Conform acestor reprezentări urmează ca prin măsuri sau procedee metalurgice, cum ar fi de exemplu alierea sau tratarea stării lichide, să se modifice favorabil subprocesele de rupere și frecare, realizîndu-se astfel o nouă stare de solicitare exterioară, prin care să se influențeze subprocesele de deformare plastică și fisurare care să determine în final schimbarea așchiabilității. Referitor la cel de-al doilea factor tehnologic se va urmări ca prin măsuri sau procedee metalurgice să se obțină structuri și caracteristici fizice și mecanice ale materialului adecvate, care prin intermediul subproceselor de deformare plastică și fisurare să îmbunătățească așchiabilitatea.

În lucrarea de față se prezintă rezultatele cercetărilor privind modul în care schimbarea stării de solicitare exterioară prin aliere cu plumb, sulf sau seleniu (formarea incluziunilor neoxidice lubrifiante de sulfuri, seleniuri sau de plumb metalic provoacă micșorarea coeficientului de frecare în suprafața de așchiere) determină modificarea calitativă și cantitativă a subproceselor de deformare plastică și microfisurare în zona de contact piesă-sculă la așchierea fontelor albe.

Conform premiselor adoptate, schimbarea stării de solicitare exterioară la probele aliate trebuie să determine variația calitativă și cantitativă a subproceselor de deformare plastică și microfisurare. Cum din practica așchierii oțelurilor este cunoscut faptul că așchiabilitatea ridicată este caracteristică materialelor la care se formează așchii de alunecare articulată sau de curgere, urmează a se cerceta posibilitatea de formare a unor astfel de tipuri de așchie și în cazul fontelor albe aliate cu sulf, plumb sau seleniu.

În acest sens au fost efectuate o serie de încercări experimentale pe epruvete turnate din fontă albă puternic hipoeutectică, a căror compoziție chimică de bază a variat în limite admisibile în jurul compoziției chimice a probei etalon (*P. E.*), care a fost : 2,01 %C ; 0,68 % Mn ; 0,70 % Si ; 1,16 % Cr ; 1,38 % Ni ; 0,42 % Mo ; 0,018 % P și 0,018 % S. Conținutul elementelor de aliere (sulf, plumb și seleniu) este prezentat în tabelul 1.

Din punct de vedere cantitativ, subprocesul de deformare plastică în zona de așchiere a fost apreciat prin lățimea l_b a benzilor de alunecare secundară și raza de curbură R_c a așchiei, iar subprocesul de microfisurare a fost măsurat

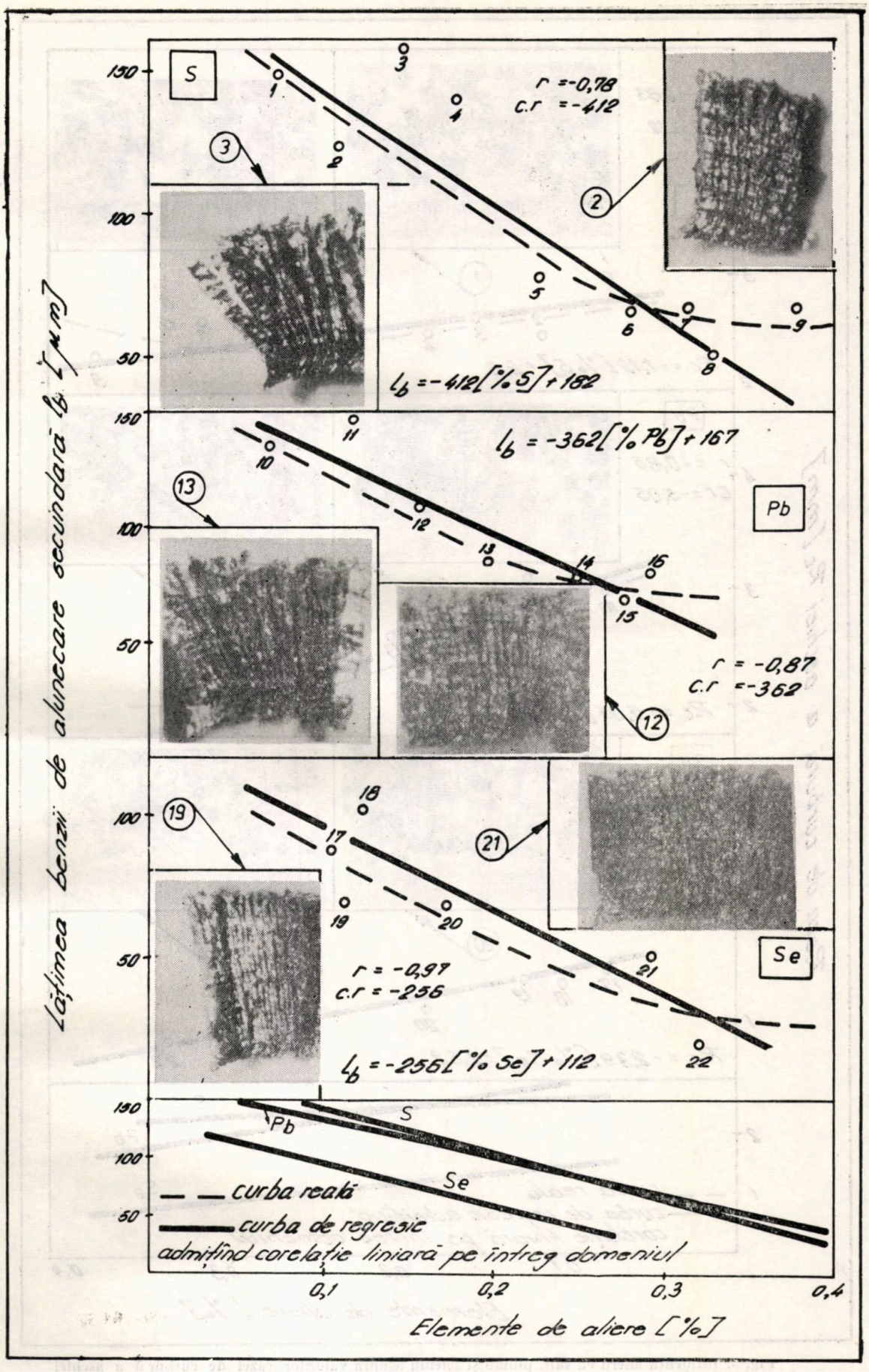


Fig. 2. Variația lățimii benzilor de alunecare secundară în funcție de alierea cu sulf, plumb și seleniu

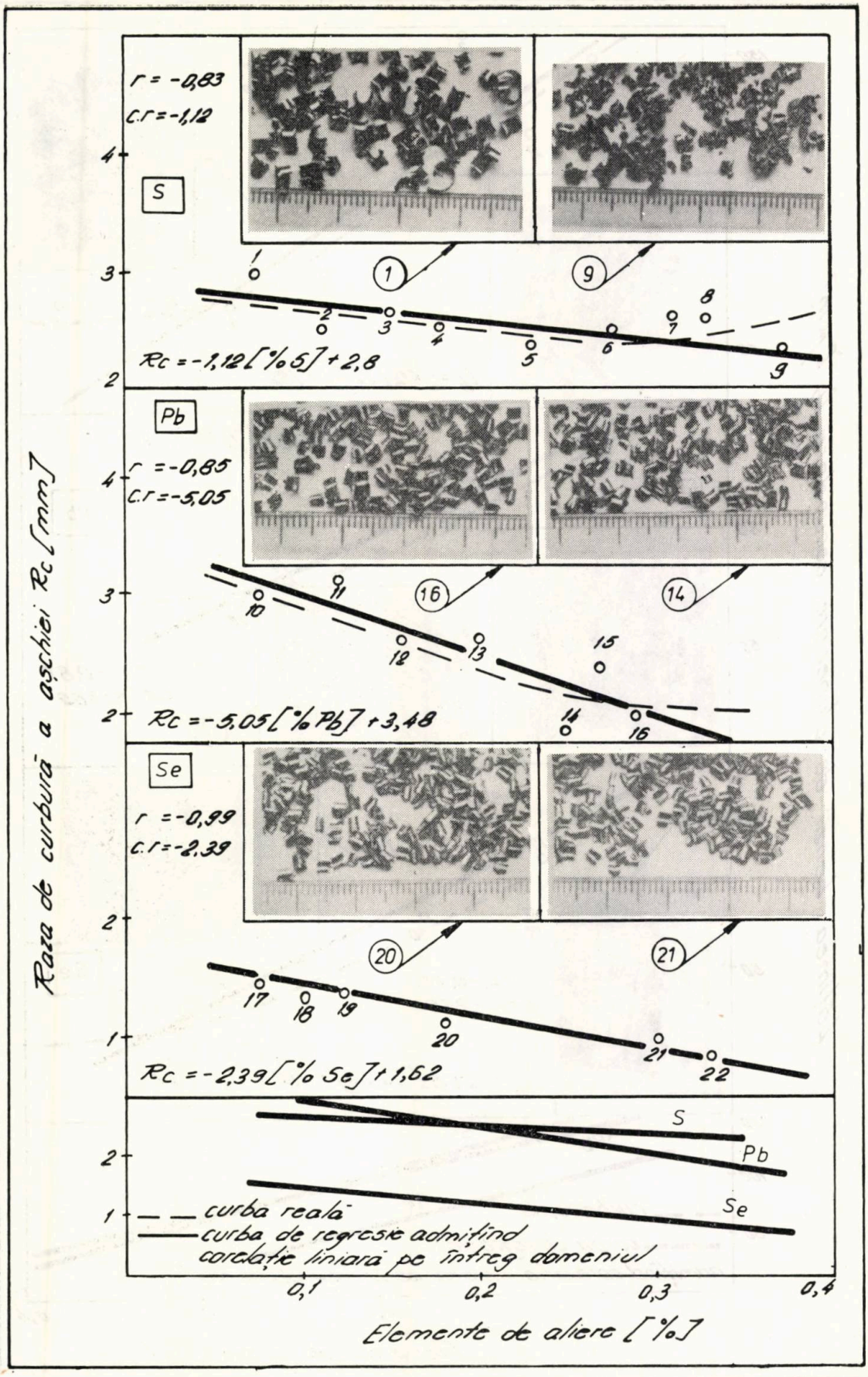


Fig. 3. Influența alierii cu sulf, plumb și seleniu asupra valorilor razei de curbură a așchiei

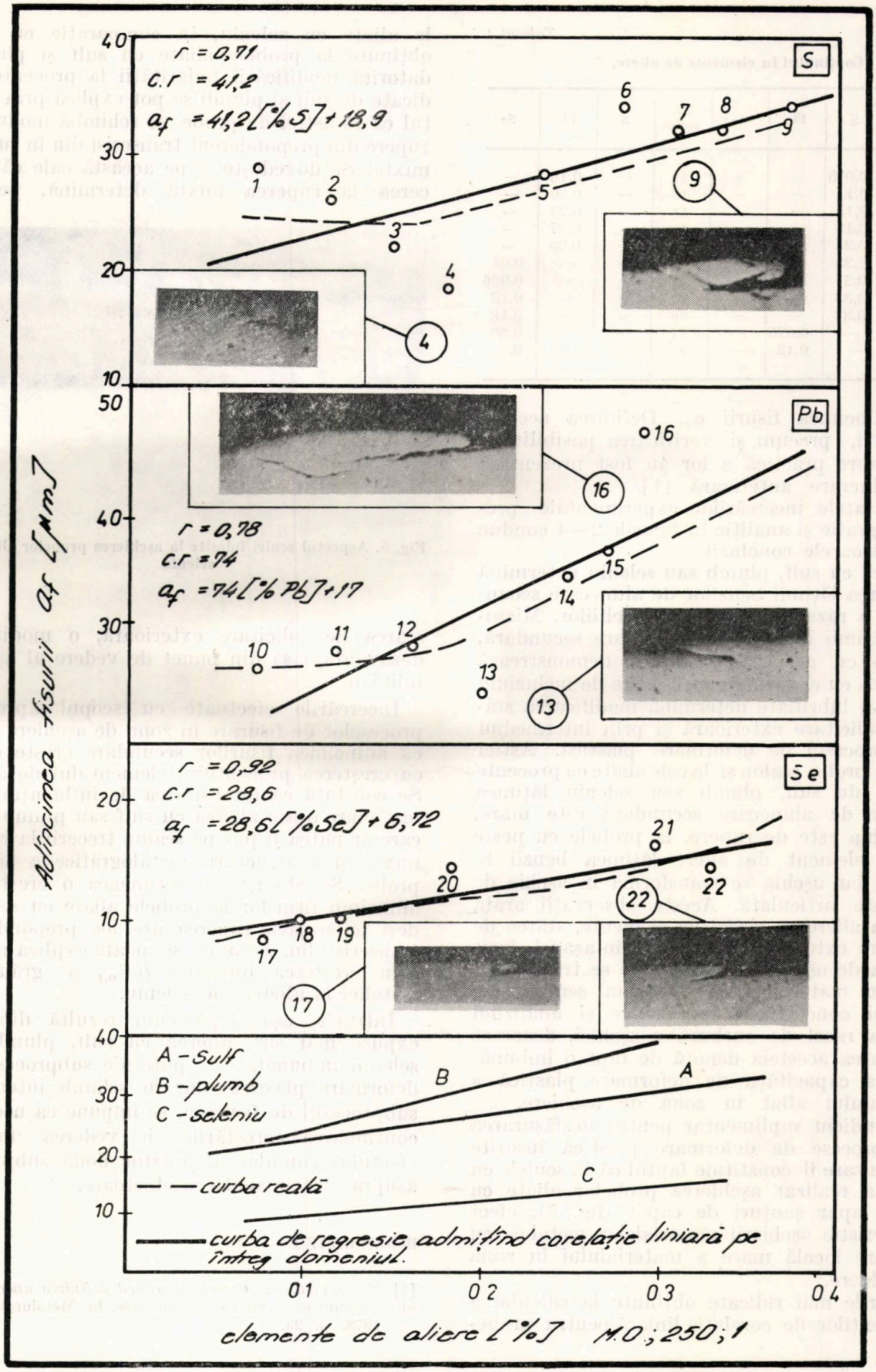


Fig. 4. Modificarea adîncimii fisurilor prin aliere cu sulf, plumb și seleniu

Tabelul 1

Conținutul în elemente de aliere, %

Nr. probei	S	Pb	Se	Nr. probei	S	Pb	Se
1	0,075	—	—	*12*	—	0,16	—
2	0,11	—	—	*13*	—	0,20	—
3	0,15	—	—	*14*	—	0,25	—
4	0,18	—	—	*15*	—	0,27	—
5	0,25	—	—	*16*	—	0,29	—
6	0,28	—	—	*17*	—	—	0,08
7	0,31	—	—	*18*	—	—	0,096
8	0,33	—	—	*19*	—	—	0,12
9	0,37	—	—	*20*	—	—	0,18
10	—	0,075	—	*21*	—	—	0,30
11	—	0,12	—	*22*	—	—	0,33

prin adîncimea fisurii a_f. Definirea acestor parametri, precum și verificarea posibilității de utilizare practică a lor au fost prezentate într-o lucrare anterioară [1].

Rezultatele încercărilor experimentale prelucrate grafic și analitic în figurile 2—4 conduc la următoarele concluzii :

Alierea cu sulf, plumb sau seleniu determină micșorarea lățimii benzilor de alunecare secundară și a razei de curbură a așchiilor. Micșorarea lățimii benzilor de alunecare secundară, corelată cu aspectul așchiilor, demonstrează că alierea cu elemente generatoare de incluziuni neoxidice lubrifiate determină modificarea stării de solicitare exterioară și prin intermediul ei subprocesul de deformare plastică. Astfel dacă la proba etalon și la cele aliate cu procente scăzute de sulf, plumb sau seleniu lățimea benzilor de alunecare secundară este mare, iar așchia este de rupere, la probele cu peste 0,15% element de aliere lățimea benzii se reduce, iar așchia se transformă în așchie de alunecare articulată. Aceste observații arată că, prin aliere cu astfel de elemente, starea de solicitare exterioară se schimbă în așa fel, încît în zona de așchiere fontele albe se transformă dintr-un material fragil într-unul semitenace. Aceleași concluzii se pot trage și analizînd variația razei de curbură a așchiei, deoarece micșorarea acesteia denotă de fapt o îmbunătățire a capacității de deformare plastică a materialului aflat în zona de așchiere.

Un indiciu suplimentar pentru desfășurarea unor procese de deformare plastică însoțite de ecruisare îl constituie faptul că la sculele cu care s-a realizat așchierea probelor aliate cu seleniu apar șanțuri de capăt (fig. 5), efect caracteristic așchierii materialelor metalice cu ecruisare locală mare a materialului în zona de așchiere.

Valorile mai ridicate obținute la calcularea coeficienților de corelație liniară pentru probele aliate cu seleniu, în comparație cu cele obținute la probele aliate cu sulf și plumb, datorită modificării liniarității la procente ridicate de sulf și plumb se pot explica prin faptul că la astfel de probe se schimbă modul de rupere din preponderent transcristalin în rupere mixtă. Se dovedește și pe această cale că trecerea la ruperea mixtă determină, pentru

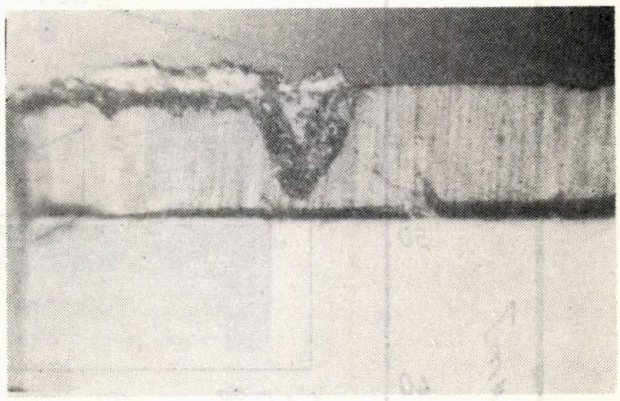


Fig. 5. Aspectul sculei folosite la așchierea probelor aliate cu seleniu

starea de solicitare exterioară, o modificare dezavantajoasă din punct de vedere al așchiabilității.

Încercările efectuate cu scopul aprecierii proceselor de fisurare în zona de așchiere arată că adîncimea fisurilor secundare crește odată cu creșterea procentului elementului de aliere. Se constată că intensitatea de influențare cea mai mare o are alierea cu sulf sau plumb, fapt care ar putea fi pus pe seama trecerii la rupere mixtă și a structurii metalografice a acestor probe. Se observă de asemenea o creștere a adîncimii fisurilor la probele aliate cu seleniu, deși la acestea ruperea are loc preponderent transcristalin, ceea ce se poate explica numai prin creșterea durității $HV_{0.1}$ a grăunților metalici la alierea cu seleniu.

Întrucît, așa după cum rezultă din cele expuse mai sus, alierea cu sulf, plumb sau seleniu îmbunătățește puternic subprocesul de deformare plastică, dar în schimb intensifică subprocesul de fisurare, se impune ca necesară continuarea cercetărilor în vederea stabilirii efectului cumulat al acestor două subprocese asupra uzării sculei așchietoare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Nicolae, A. *Cercetări privind definirea unor factori ai procesului de așchiere a fontelor albe.* În : Metalurgia, nr. 1, 1978, p. 23.

Dr. ing. V. I. Popescu
Institutul politehnic — București

Interdependența dintre coroiajul convențional și coroiajul echivalent la forjarea oțelurilor de construcție și a oțelurilor ledeburitice

CZ: 621.73 : 539.374

Realizarea unor piese forjate cu caracteristici mecanice cît mai bune și cît mai apropiate de valorile dorite este condiționată în foarte mare măsură și de respectarea riguroasă a valorilor impuse pentru gradul de deformare plastică. După cum este cunoscut, pe măsura creșterii gradului de deformare plastică la cald caracteristicile mecanice în direcție longitudinală și transversală se modifică diferit (fig. 1).

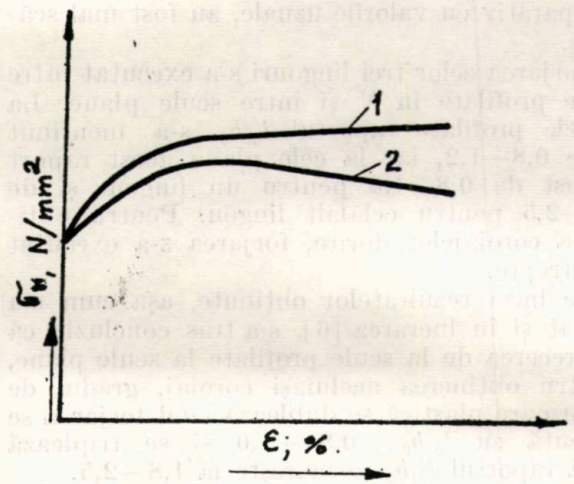


Fig. 1. Variația caracteristicilor mecanice în funcție de gradul de deformare plastică:
1 – în direcție longitudinală; *2* – în direcție transversală

În cazul forjării și îndeosebi în cazul întinderii prin forjare, valoarea gradului de deformare plastică se exprimă, aproape în exclusivitate, prin raportul dintre secțiunea transversală inițială și secțiunea semifabricatului obținută după forjare, adică prin coroiaj.

Înlocuirea gradului de deformare plastică prin coroiaj, pe lîngă avantajul simplificării calculelor prezintă și dezavantajul creării unor confuzii cu privire la stabilirea tehnologiei de forjare în vederea obținerii caracteristicilor mecanice dorite. Din această cauză, pînă în prezent, părerile cercetătorilor cu privire la valoarea optimă a coroiajului sînt foarte diferite. Astfel în lucrarea [1] se precizează că la forjarea oțelurilor slab aliate valorile optime ale caracteristicilor mecanice se obțin la coroiajul $C = 3{,}0$. În lucrarea [2] se recomandă reducerea coroiajului pînă la 1,5—1,6, cu condiția ca raportul dintre lungimea de prindere a semifabricatului între scule și grosimea acestuia, adică raportul l_0/b_0 să fie mai mare ca 0,5. În lucrarea [3] se constată că valoarea coroiajului este influențată de raportul l_0/b_0 și se recomandă ca valoarea coroiajului să fie de cel puțin 2,5 pentru forjarea oțelurilor nealiate între scule plane cu raportul $l_0/b_0 = 0{,}23$ și 1,5 pentru aceleași oțeluri forjate cu $l_0/b_0 = 0{,}35$. Pentru oțelurile slab aliate, în aceeași lucrare se recomandă coroiajul minim 2,0, indiferent de forma sculelor, plane sau profilate. În lucrarea [4] se recomandă ca raportul l_0/b_0 să fie cel puțin 0,5 și se subliniază aceleași constatări cu privire la neconcordanța dintre valorile coroiajului și modificarea caracteristicilor mecanice ale produsului forjat.

Ca o sinteză a rezultatelor din literatura de specialitate, în lucrarea [5] se arată că uneori pentru obținerea acelorași caracteristici mecanice valorile recomandate pentru coroiaj oscilează între 3,0 și 9,0. Aceste limite, în care oscilează valorile coroiajului recomandabil, așa cum rezultă și din lucrările [3], [6], [7] și [8], se datorează, în mare măsură, modificării raportului dintre coroiaj și gradul real de deformare plastică, în funcție de condițiile de forjare. Astfel în cazul forjării cu alungire maximă și lățire minimă sau nulă, cum ar fi de exemplu forjarea între scule profilate în V, pentru obținerea unui anumit coroiaj, gradul de deformare plastică este minim. Dacă dimpotrivă forjarea se execută între scule plane, pentru obținerea aceluiași coroiaj, gradul de deformare plastică crește pe măsura intensificării lățirii și reducerii alungirii. La rîndul său raportul dintre alungire și lățire, la forjarea între scule plane, este condiționat în principal de raportul dintre lungimea de prindere a semifabricatului între scule l_0 și grosimea acestuia b_0 (fig. 2).

Din figura 2 se observă că, în concordanță cu legea minimei rezistențe, neglijînd influența capetelor exterioare, la forjarea între scule plane, raportul dintre alungire și lățire este proporțional cu raportul dintre suprafețele triunghiurilor și suprafețele trapezelor obținute prin împărțirea unghiurilor în două părți egale și unirea vîrfurilor de la triunghiuri. Cu alte cuvinte, raportul dintre alungire și lățire este condiționat de raportul dintre lungimea de prindere l_0 și grosimea semifabricatului b_0 sau h_0. Datorită acestui fapt în cazul forjării cu valori reduse ale raportului l_0/b_0 (fig. 2,*a*), alungirea este mai mare decît în cazul forjării cu valori mari ale raportului l_0/b_0 (fig. 2, *b*).

Pe măsura creşterii alungirii scade lăţirea şi invers.

În figura 3 se prezintă două epruvete de secţiune dreptunghiulară cu baza de 20 mm şi înălţimea de 15 mm, care au fost forjate pe o singură latură şi cu acelaşi grad de deformare plastică dar cu lungimi de prindere diferite.

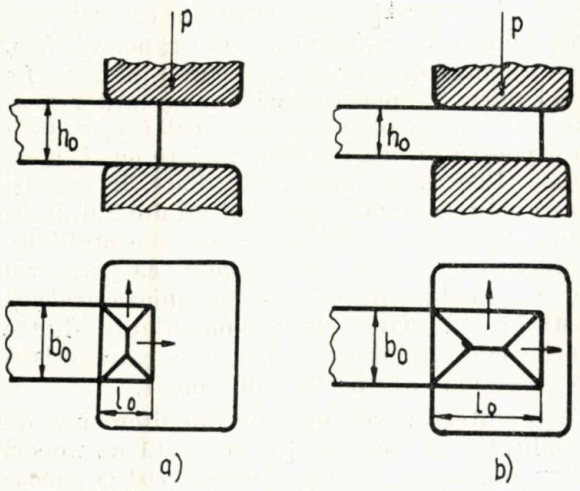


Fig. 2. Direcţiile de curgere a materialului la forjarea cu lungimi de prindere diferite:
$a - l_0/b_0 < 1{,}0$;
$b - l_0/b_0 > 1{,}0$

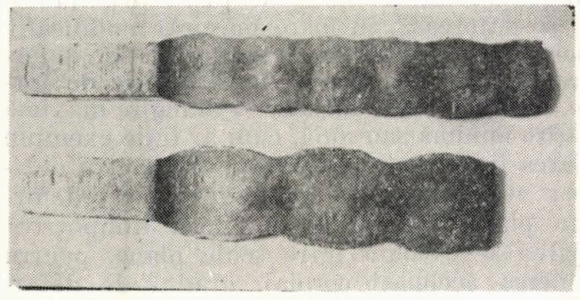


Fig. 3. Aspectul epruvetelor forjate cu lungimi de prindere diferite:
$a - l_0/b_0 = 0{,}75$;
$b - l_0/b_0 = 1{,}5$

Prin mărirea raportului l_0/b_0 de la 0,75 la 1,5, alungirea s-a redus de la 34,8 la 23,7%. În mod corespunzător, coroiajul s-a micşorat de la 1,53 la 1,31. Rezultă că pentru aceeaşi valoare a gradului de deformare plastică pot fi obţinute mai multe valori ale coroiajului şi invers. Acest lucru a fost constatat şi în lucrarea [6], în care se arată că modificarea raportului dintre coroiaj şi gradul real de deformare plastică constituie principala cauză, care conduce la apariţia unor confuzii şi erori cu privire la stabilirea coroiajului necesar obţinerii valorilor dorite pentru caracteristicile mecanice sau tehnologice ale produsului forjat. Evitarea unor asemenea confuzii şi erori este posibilă numai în cazul în care se cunoaşte interdependenţa dintre coroiaj şi gradul de deformare plastică în funcţie de condiţiile de forjare.

Pentru a stabili o relaţie de legătură între coroiaj şi gradul real de deformare plastică, în funcţie de condiţiile de forjare, au fost forjate în condiţii diferite patru mărci de oţeluri.

În primul caz au fost folosite trei lingouri de secţiune pătrată şi cu masa de aproximativ 200 kg [6].

Compoziţia chimică a oţelurilor folosite în cadrul primelor încercări a fost: 0,33%C; 0,41% Mn; 0,16% Si; 0,59% Cr şi 3,35% Ni.

Considerînd că, pe lîngă gradul de deformare plastică, diferenţierea dintre valorile caracteristicilor mecanice este cu atît mai evidentă cu cît gradul de puritate al oţelului este mai redus, în mod voit oţelul folosit pentru experimentare a fost elaborat şi turnat în condiţii mai puţin îngrijite. Datorită conţinutului ridicat de incluziuni şi defecte de material, în stare turnată, caracteristicile mecanice ale oţelului, comparativ cu valorile uzuale, au fost mai scăzute.

Forjarea celor trei lingouri s-a executat între scule profilate în V şi între scule plane. La sculele profilate raportul l_0/b_0 s-a menţinut între 0,8—1,2, iar la cele plane acest raport a fost de 0,8—1,0 pentru un lingou şi de 1,8—2,5 pentru celălalt lingou. Pentru obţinerea coroiajelor dorite, forjarea s-a executat în trepte.

Pe baza rezultatelor obţinute, aşa cum s-a arătat şi în lucrarea [6], s-a tras concluzia că la trecerea de la scule profilate la scule plane, pentru obţinerea aceluiaşi coroiaj, gradul de deformare plastică se dublează cînd forjarea se execută cu $l_0/b_0 = 0{,}8 - 1{,}0$ şi se triplează dacă raportul l_0/b_0 se măreşte la 1,8—2,5.

Ţinînd seamă că oţelul folosit a avut un grad de puritate mai redus decît oţelurile uzuale şi pentru a verifica dacă rezultatele obţinute în primul caz se repetă sau nu, experienţele au fost continuate pe un alt oţel de construcţie şi pe două oţeluri de scule. În ambele cazuri raportul l_0/b_0 s-a micşorat pînă la 0,4. Ca oţel de construcţie a fost ales oţelul 41MoC11, iar ca oţeluri de scule, oţelurile ledeburitice Rp3 şi C 120. Din oţelul 41MoC11 au fost turnate şase lingouri, cu secţiunea pătrată şi masa de aproximativ 200 kg.

Compoziţia chimică a oţelului 41MoC11 a fost: 0,42%C; 0,28%Si; 0,61%Mn; 1,2% Cr; 0,24%Mo; 0,029% S şi 0,26%P. Din cele şase lingouri unul a fost folosit pentru a se determina diferenţa dintre valorile caracteristicilor mecanice de-alungul axelor longitudinală şi transversală, iar restul lingourilor au fost forjate în condiţii diferite.

La analiza primului lingou s-a constatat că între zona centrală sau periferică, în apropierea piciorului sau a maselotei, diferenţa dintre caracteristicile mecanice a fost neglijabilă.

Din cele cinci lingouri primul a fost forjat între scule profilate în V, unghiul de profilare

fiind de 120°, iar celelalte patru au fost forjate între scule plane cu raportul l_0/b_0 în limitele : 0,4—0,5 ; 0,8—1,0 ; 1,4—1,6 și 2,2—2,5. Pentru realizarea mai multor coroiaje, lingourile au fost forjate în trepte la următoarele coroiaje : 1,5 ; 2,0 ; 2,5 ; 3,5 ; 5,0 ; 7,5 ; 10,0 și 15,0.

După forjare lingourile au fost tratate termic în aceleași condiții și debitate pentru prelevarea epruvetelor de tracțiune și reziliență în direcție longitudinală și transversală. Datorită mărimii relativ reduse a lingourilor, în direcție transversală, pentru tracțiune au fost obținute epruvete numai pînă la coroiajul $C = 3,5$.

În tabelul 1 sînt redate rezultatele obținute pentru rezistența la rupere σ_r și limita de curgere σ_c în direcție longitudinală, în funcție de mărimea coroiajului și a raportului l_0/b_0, la forjarea între scule plane și profilate.

Valorile acelorași caracteristici în direcție transversală, în funcție de parametrii amintiți, sînt redate în tabelul 2.

Pe baza datelor centralizate în tabelele 1 și 2 au fost trasate curbele de variație a rezistenței la rupere și a limitei de curgere pentru oțelul 41MoC11, în funcție de condițiile de forjare și valoarea coroiajului, în direcție longitudinală (fig. 4, *a*) și transversală (fig. 4, *b*).

Tabelul 1

Coroiajul				1,5	2,0	2,5	3,5	5,0	7,5	10,0	15,0
Scule plane	l_0/b_0	2,2—2,5	Rezistența la rupere σ_r, daN/mm²	77,3	83,2	85,8	89	88	90,2	89,4	88,3
		1,4—1,6		72	77	83	86,1	87,2	88	87,3	87,8
		0,8—1,0		68,4	72,6	76,8	88	85,8	86,4	85,7	87,5
		0,4—0,5		66,5	70,3	74,1	75,4	82,7	83,6	85,8	86,0
Scule profilate $l_0/b_0 = 0,8 - 1,0$				66,1	67,0	70,5	74,8	78,2	83,4	84,7	85,2
Scule plane	l_0/b_0	2,2—2,5	Limita de curgere σ_c, daN/mm²	51,0	56,2	60	62,4	63	61,0	62,7	62,5
		1,4—1,6		46,8	50,4	54	58,8	61,5	62	61,3	61,7
		0,8—1,0		42,4	47,5	52	55,3	59,0	61,2	60,8	61,0
		0,4—0,5		41,3	45,2	48	53	56,8	58	59	59,8
Scule profilate $l_0/b_0 = 0,8 - 1,0$				36	42,5	46,7	51,3	55	57,7	59,2	59,7

Tabelul 2

Coroiajul				1,5	2,0	2,5	3,5
Scule plane	l_0/b_0	2,2—2,5	Rezistența la rupere σ_r, daN/mm²	76	80	81,8	82,3
		1,4—1,6		72,3	76,4	79,5	81,0
		0,8—1,0		70	74,2	76,5	79,8
		0,4—0,5		68	71	73,7	76,8
Scule profilate $l_0/b_0 = 0,8 - 1,0$				66,8	68,7	69,0	72,6
Scule plane	l_0/b_0	2,2—2,5	Limita de curgere σ_c, daN/mm²	50,5	55,8	58,0	58,6
		1,4—1,6		46,8	52,6	55,2	58
		0,8—1,0		43	48,3	53	56,0
		0,4—0,5		41,8	45,0	47,5	51,2
Scule profilate $l_0/b_0 = 0,8—0,1$				37,5	41,6	44	48,9

Pentru o mai uşoară comparaţie a valorilor obţinute, în figura 5 se arată variaţia rezistenţei la rupere şi a limitei de curgere în direcţie longitudinală şi transversală pentru cazurile extreme, adică pentru cazurile în care forjarea s-a efectuat între scule plane cu raportul $l_0/b_0 = 2{,}2-2{,}5$ şi între scule profilate.

mici în cazul forjării între scule profilate. Acest lucru se datorează desigur creşterii tensiunii de comprimare în direcţie longitudinală şi îmbunătăţirii condiţiilor de sudare a defectelor de material pe măsura creşterii raportului dintre lungimea de prindere şi grosimea semifabricatului. De remarcat că diferenţa maximă

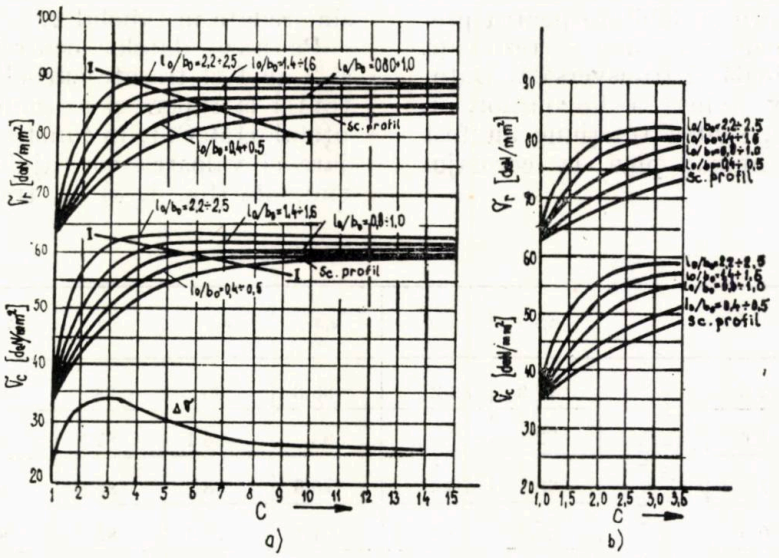


Fig. 4. Variaţia caracteristicilor mecanice ale oţelului 41MoC11 în funcţie de coroiaj şi condiţiile de forjare: *a* — în direcţie longitudinală; *b* — în direcţie transversală

În mod similar cu rezistenţa la rupere şi limita de curgere au variat şi restul caracteristicilor mecanice, adică: alungirea, gîtuirea şi rezilienţa.

Din figurile 4 şi 5 se observă că pe măsura creşterii coroiajului, indiferent de condiţiile de forjare, caracteristicile mecanice cresc cu

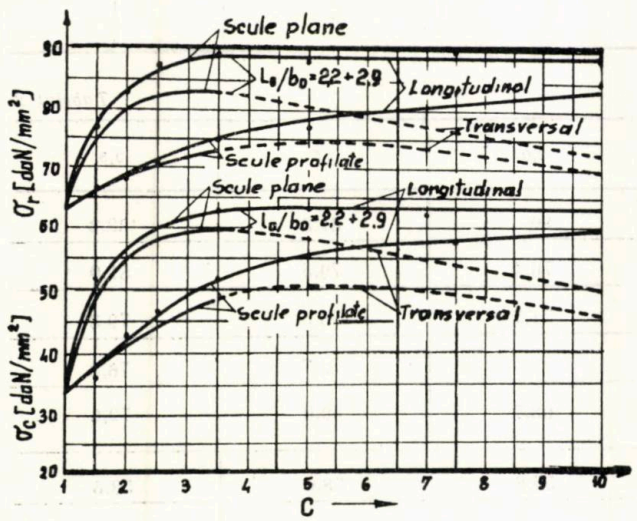


Fig. 5. Variaţia caracteristicilor mecanice ale oţelului 41MoC11 în direcţie longitudinală şi transversală în funcţie de coroiaj şi forma sculelor

intensitate maximă la început, iar după aceea devin asimptotice. De asemenea se mai observă că valorile caracteristicilor mecanice sînt mai mari în cazul forjării cu scule plane şi mai

dintre valorile caracteristicilor mecanice (curba $\Delta\sigma$ fig. 4, *a*) se obţine la forjarea cu coroiaje ale căror valori oscilează de la 3,0 cînd $l_0/b_0 = 2{,}2-2{,}5$, iar la 6,0 cînd $l_0/b_0 = 0{,}4-0{,}5$.

Avînd în vedere că la forjarea între scule plane cu raportul $l_0/b_0 = 2{,}2-2{,}5$, valoarea maximă a rezistenţei la rupere σ_r şi a limitei de curgere se obţine la un coroiaj de aproximativ 3,5, iar la forjarea între scule profilate valoarea maximă a caracteristicilor mecanice se obţine abia la coroiajul $C = 8{,}0$, rezultă că pentru realizarea aceluiaşi grad de deformare plastică, prin modificarea condiţiilor de forjare coroiajul a crescut de la 3,5 la 8,0, adică de 2,28 ori. În mod similar, din figura 4 se observă că, pe măsura micşorării raportului l_0/b_0, coroiajul creşte succesiv de la 3,5 la: 4,3; 5,4 şi 6,5, obţinîndu-se raporturile: 2,28; 1,86; 1,48 şi 1,23.

Întrucît cifrele de 2,28; 1,86 etc. reprezintă raportul dintre coroiajul echivalent şi coroiajul convenţional necesar obţinerii valorii maxime a caracteristicilor mecanice la forjarea în condiţii diferite, rezultă că între cele două coroiaje poate fi scrisă relaţia:

$$C_e = K'C$$

în care:

C_e reprezintă coroiajul necesar obţinerii unui anumit grad de deformare plastică în cazul forjării între scule profilate, adică în cazul forjării cu lăţire nulă şi

alungire maximă. În lucrarea [6] acest coeficient a fost numit coroiaj echivalent;

C — coroiajul convențional necesar obținerii aceluiași grad de deformare plastică la forjarea între scule plane;

K' — coeficientul de proporționalitate între cele două coroiaje $\left(K' = \frac{C_e}{C}\right)$.

În tabelul 3 sînt redate valorile coeficientului de proporționalitate K', stabilite pe baza curbelor din figura 4, pentru forjarea în condiții diferite a oțelurilor de construcție.

Tabelul 3

Felul sculelor și raportul l_0/b_0	Scule plane				Scule profilate l_0/b_0 = = 0,8 – 1,0
	Raportul l_0/b_0				
	2,2–2,5	1,4–1,6	0,8–1,0	0,4–0,5	
K'	2,28	1,86	1,48	1,23	1,0

De remarcat că valorile lui K' din tabelul 3 exprimă raportul dintre coroiajul echivalent și cel convențional numai pentru cazul forjării pînă la coroiajul minim necesar obținerii valorilor maxime ale caracteristicilor mecanice. Cu alte cuvinte, coeficientul de proporționalitate K' exprimă raportul dintre coroiajul echivalent și cel convențional numai pînă la coroiajele ale căror valori nu depășesc valorile date de dreapta $I-I$ (fig. 4).

În cazul forjării cu coroiaje, ale căror valori depășesc pe cele date de dreapta $I-I$ (fig. 4), pe măsura creșterii coroiajului, diferența dintre coroiajul echivalent și cel convențional se reduce continuu, iar raportul dintre cele două coroiaje, inclusiv constanta K' tinde către unu. Coroiajele pentru care constanta K' tinde către unu, respectiv coroiajele pentru care diferența dintre valorile caracteristicilor mecanice, în funcție de condițiile de forjare, devine neglijabilă, așa cum se observă din figura 4, sînt coroiajele cu valori mai mari de 15,0.

Întrucît la forjarea cu coroiaje mai mari sau egale cu 15,0 diferența dintre coroiajul echivalent și cel convențional se anulează, rezultă că în aceste cazuri coeficientul de proporționalitate $K' = 1{,}0$.

Cunoscînd că diferența maximă dintre caracteristicile mecanice se obține la forjarea cu coroiaje a căror mărime oscilează de la 3 la 6 și admițînd că modificarea coeficientului de proporționalitate K' este liniară, valoarea corectată a acestui coeficient, în funcție de mărimea coroiajului, poate fi stabilită pe baza diagramei alăturare din figura 6.

În figura 6, coeficientul de proporționalitate K' a fost înlocuit cu K și va fi numit în continuare coeficient de corecție a coroiajului convențional.

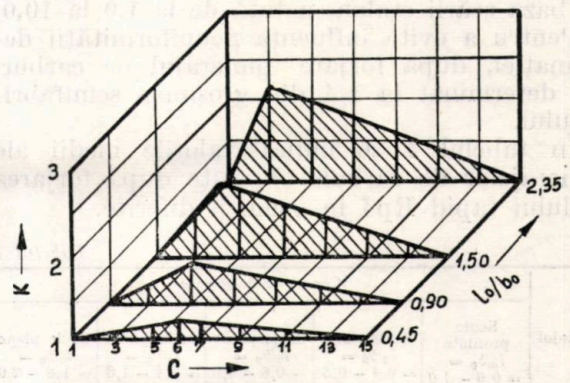


Fig. 6. Variația coeficientului de corecție K în funcție de coroiaj și raportul l_0/b_0 pentru oțelurile de construcție

Introducînd în relația de mai sus valoarea coeficientului de corecție K în locul coeficientului de proporționalitate K', se obține interdependența dintre cele două coroiaje, indiferent de valoarea acestora. De exemplu, dacă se trece de la forjarea între scule plane cu $l_0/b_0 = 0{,}8-1{,}0$ și $C = 5{,}0$ la forjarea între scule profilate, pentru a obține același grad de deformare plastică coroiajul trebuie mărit cu aproximativ 50%. Majorarea de 50% este dată de coeficientul de corecție K, a cărui valoare, așa cum se arată în tabelul 3 sau figura 6, este de 1,48. Introducînd valoarea coeficientului de corecție în relația $C_e = K \cdot C$ se obține: $C_e = 1{,}48 \cdot 1{,}5 \simeq 7{,}5$. Întrucît la forjarea între scule profilate $K = 1$, rezultă: $C_e = C = 7{,}5$. Ținînd seamă de valorile coeficientului de corecție K, din figura 6 se observă că dacă la forjarea între scule plane, în aceleași condiții de prindere ($l_0/b_0 = 0{,}9$) coroiajul se mărește de la 5,0–7,0, la forjarea între scule profilate, coroiajul trebuie mărit de la $5 \times 1{,}48$ la $7 \times 1{,}38$, întrucît prin mărirea coroiajului de la 5 la 7 coeficientul de corecție se reduce de la 1,48 la 1,38. În mod similar, din figura 6 se observă că, prin menținerea coroiajului $C = 5$ și mărirea raportului l_0/b_0 de la 0,9 la 2,35, coeficientul de corecție crește de la 1,48 la aproximativ 1,95.

Pentru a verifica dacă ecuația de mai sus, inclusiv valoarea coeficientului de corecție K sînt valabile și în cazul forjării oțelurilor ledeburitice, cercetările au fost continuate și pe oțeluri din această clasă. În acest scop au fost forjate în trepte lingouri din oțel rapid Rp3 și din oțel aliat de scule C 120 STAS 7382–1966 și STAS 3611–1966.

În stare turnată punctajul de carburi a fost aproximativ același pentru ambele mărci de oțel, iar diferențele dintre punctajul de carburi de-a lungul axei longitudinale și transversale au fost relativ reduse, practic neglijabile.

Din semifabricatele forjate în condiţii diferite au fost prelevate epruvete pentru analiza metalografică. Punctajul de carburi pentru ambele oţeluri în stare recoaptă s-a determinat pe baza scării etalon, notată de la 1,0 la 10,0.

Pentru a evita influenţa neuniformităţii deformaţiei, după forjare punctajul de carburi s-a determinat la 1/4 din grosimea semifabricatului.

În tabelul 4 se indică valorile medii ale punctajelor de carburi obţinute după forjarea oţelului rapid Rp3 în condiţii diferite.

Tabelul 4

Coroiajul	Condiţiile de forjare				
	Scule profilate $l_0/b_0 =$ = 0,6 – 1,0	Scule plane $l_0/b_0 =$ = 0,4 – 0,5	Scule plane $l_0/b_0 =$ = 0,8 – 1,0	Scule plane $l_0/b_0 =$ = 1,4 – 1,6	Scule plane $l_0/b_0 =$ = 1,8 – 2,0
	Punctajul mediu de carburi				
2,5	10	10	9,5	9,0	8,5
5,0	9	9	8,0	7,5	7,0
8,0	8	7,5	6,5	6,0	5,5
10,0	7	6,5	6,0	5,0	4,5
15,0	5	4,5	4,0	3,5	3,5
22,0	3,5	3,5	3,0	2,5	2,5

Pe baza datelor din tabelul 4 au fost trasate curbele de variaţie a punctajului de carburi pentru oţelul rapid Rp3 în funcţie de condiţiile de forjare (fig. 7).

Din figura 7 se observă că pe măsura creşterii coroiajului punctajul de carburi scade continuu, indiferent de felul sculelor folosite şi de raportul dintre lungimea de prindere şi grosimea semifabricatului. La acelaşi coroiaj punctajul de carburi este cu atît mai mic cu cît este mai mare raportul dintre lungimea de prindere şi grosimea semifabricatului. Astfel la coroiajul $C = 10{,}0$, prin mărirea raportului l_0/b_0 de la 0,4—0,5 la 1,8—2,0, punctajul de carburi se reduce de la 6,5 la 4,5, verticala $I—I$ (fig. 7).

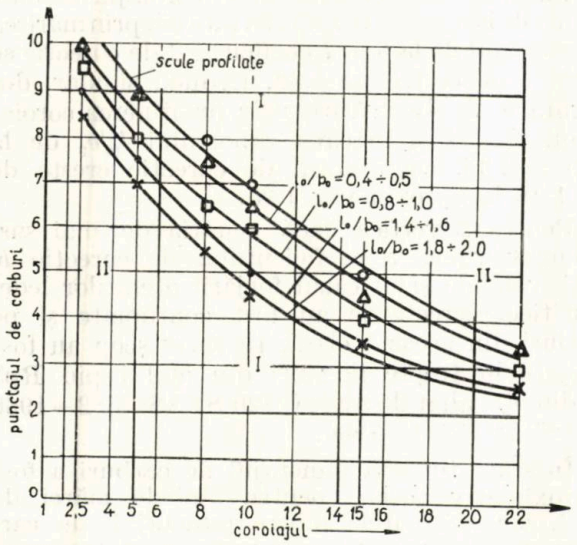


Fig. 7. Variaţia punctajului de carburi în funcţie de coroiaj pentru oţelul rapid Rp3

Din punct de vedere al mărimii şi redistribuirii carburilor pentru obţinerea aceluiaşi punctaj, coroiajul necesar se reduce proporţional cu creşterea raportului l_0/b_0. De exemplu, pentru obţinerea punctajului *5*, orizontala $II—II$ (fig. 7) prin mărirea raportului l_0/b_0 de la 0,4—0,5 la 1,8—2,0, coroiajul se reduce de la aproximativ 14,5 la 9,2. În cazul forjării cu scule profilate, pentru obţinerea punctajului *5*, forjarea trebuie continuată pînă la coroiajul $C \simeq 16{,}0$.

Microstructura oţelului Rp3 obţinută după forjarea la coroiajele $C = 5{,}0$ şi $C = 10{,}0$, dar în condiţii diferite, este prezentată în figura 8.

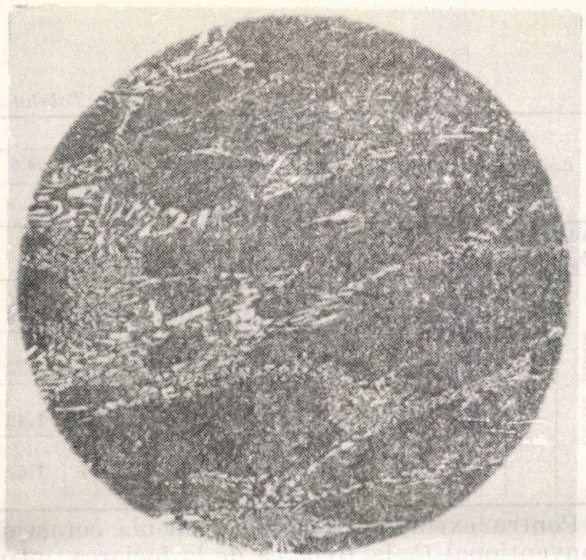
Se observă că datorită majorării raportului l_0/b_0 de la 0,4—0,5 (fig. 8, *b*) la 1,8—2,0 (fig. 8, *c*), punctajul de carburi s-a micşorat de la 9,0 la 7,0, deşi coroiajul a rămas acelaşi $C = 5{,}0$. În mod similar la coroiajul $C = 10{,}0$ prin mărirea raportului l_0/b_0 de la 0,4—0,5 pînă la $l_0/b_0 = 1{,}8—2{,}0$ punctajul de carburi a scăzut de la 6,5 la 4,5 (fig. 8, *e* şi *f*).

Luînd în considerare coroiajele necesare pentru obţinerea diverselor punctaje, în conformitate cu diagrama din figura 7, se obţin valorile indicate în tabelul 5.

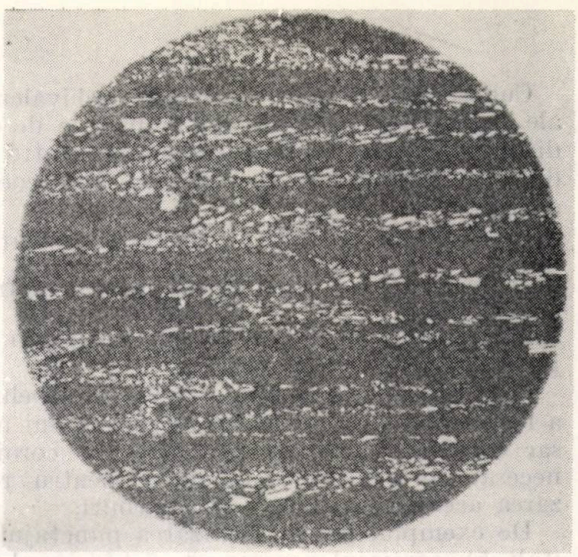
Tabelul 5

Condiţiile de forjare		Punctajul mediu de carburi				
		8	*7*	*6*	*5*	*4*
		Coroiajul necesar				
Scule profilate $l_0/b_0 = 0{,}6—1{,}0$		7,4	10	13	16	19,5
Scule plane l_0/b_0	0,4—0,5	6,2	8,8	16,6	14,5	18,4
	0,8—1,0	5,0	7,2	9,8	12,6	16,0
	1,4—1,6	4,0	6,0	8,0	10,2	13,6
	1,8—2,0	3,2	5,0	7,0	9,2	12,0

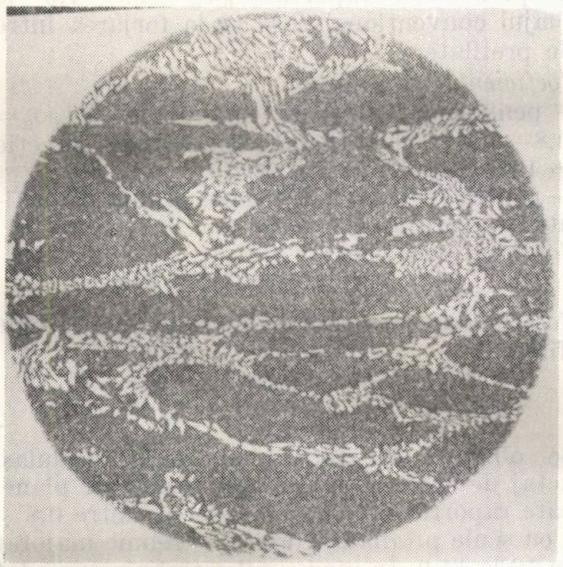
Admiţînd că şi în acest caz coroiajul echivalent este egal cu coroiajul obţinut la forjarea cu scule profilate din tabelul 5, se observă că raportul dintre coroiajul echivalent şi cel convenţional variază între 7,4/3,2 la punctajul *8* şi 19,5/12 la punctajul *4*, ceea ce echivalează cu 2,31, respectiv 1,62. Cu alte cuvinte pentru coroiajul convenţional cuprins între 7,4 şi 3,2 sau 19,5 şi 12 coeficientul de corecţie K variază între 2,31 şi 1,62.



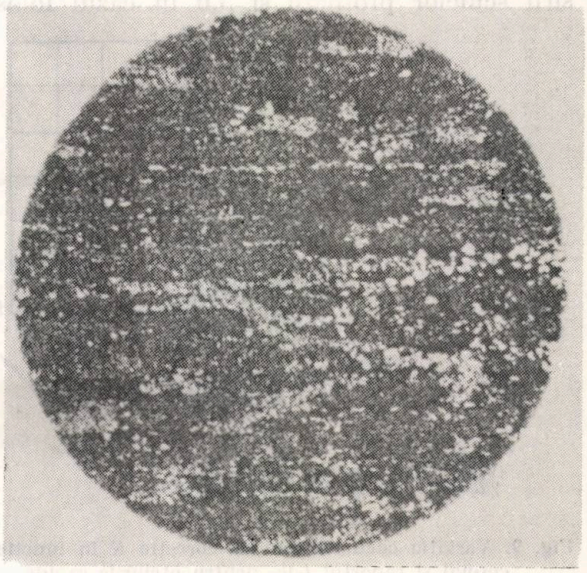
a)



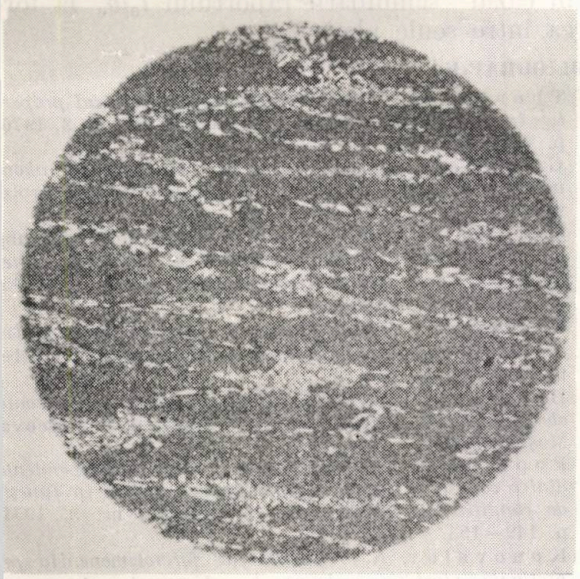
d)



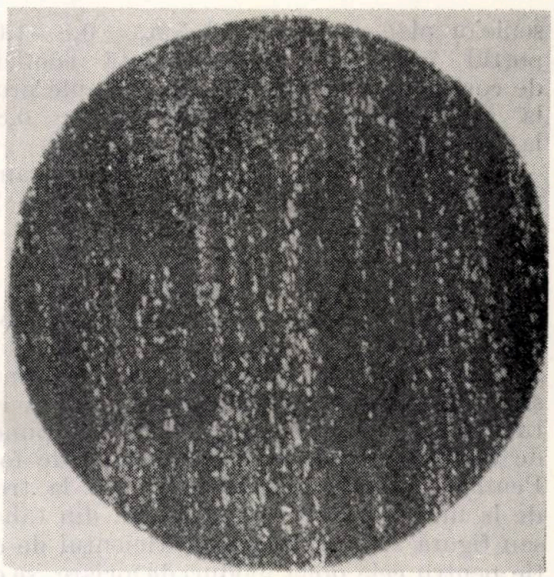
b)



e)



c)



f)

Fig. 8. Microstructura oțelului rapid Rp3 în funcție de coroiaj și condițiile de forjare (× 100):
a — scule profilate, $C = 5$; b — scule plane $l_0/b_0 = 0{,}4 - 0{,}5$, $C = 5{,}0$; c — scule plane, $l_0/b_0 = 1{,}8 - 2{,}0$, $C = 5$; d — scule profilate, $C = 10$; e — scule plane, $l_0/b_0 = 0{,}4 - 0{,}5$, $C = 10$; f — scule plane, $l_0/b_0 = 1{,}8 - 2{,}0$, $C = 10$

Cunoscînd valorile coroiajului echivalent și ale coroiajului convențional în funcție de condițiile de forjare și făcînd raportul dintre cele două coroiaje se obține valoarea K a coeficientului de corecție.

În tabelul 6 se indică valorile coeficientului de corecție $K = \frac{C_e}{C}$, obținute pe baza cifrelor rezultate din figura 7 și tabelul 5, pentru forjarea oțelurilor ledeburitice.

Coeficientul de corecție K din tabelul 6 a fost obținut prin împărțirea coroiajului necesar forjării cu scule profilate la coroiajul necesar forjării cu scule plane pentru realizarea aceluiași punctaj de carburi.

De exemplu, pentru realizarea punctajului 8 (tab. 5), coroiajul necesar este 7,4 în cazul folosirii sculelor profilate și 5,0 în cazul folosirii

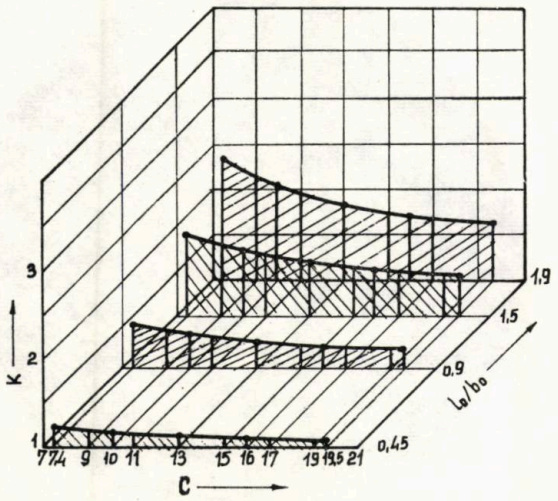


Fig. 9. Variația coeficientului de corecție K în funcție de coroiaj și raportul l_0/b_0 pentru oțelurile rapide

sculelor plane cu raportul $l_0/b_0 = 0{,}8-1{,}0$. Raportul $7{,}4/5{,}0 = 1{,}48$ reprezintă coeficientul de corecție pentru trecerea de la scule profilate la scule plane, cu raportul $l_0/b_0 = 0{,}8-1{,}0$ la punctajul *8,0*.

În figura 9 este reprezentată diagrama de variație a coeficientului de corecție K, întocmită pe baza valorilor din tabelul 6.

Rezultate similare au fost obținute și în cazul forjării oțelului C120.

Cunoscînd valorile coeficientului de corecție se poate stabili, ca și în cazul oțelurilor de construcție, raportul dintre coroiajul convențional și gradul de deformare plastică, respectiv raportul dintre coroiajul convențional și punctajul de carburi, în funcție de condițiile de forjare. Pentru a calcula coroiajul necesar la trecerea de la un mod de forjare la altul, din tabelul 6 sau figura 9, se stabilește coeficientul de corecție pentru cele două moduri de forjare, se determină coroiajul echivalent și pe baza acestuia se obține coroiajul convențional pentru noul mod de forjare.

Tabelul 6

Condițiile de forjare			Coroiajul				
			7,4	10,0	13,0	16,0	19,5
			Coeficientul de corecție K				
Scule profilate $l_0/b_0 = 0{,}6 - 1{,}0$			1,0	1,0	1,0	1,0	1,0
Scule plane	l_0/b_0	0,4—0,5	1,19	1,13	1,12	1,10	1,05
		0,8—1,0	1,48	1,38	1,32	1,26	1,22
		1,4—1,6	1,85	1,66	1,62	1,56	1,43
		1,8—2,0	2,31	2,0	1,85	1,74	1,62

Pentru exemplificare se va calcula coroiajul convențional C_x la trecerea de la forjarea între scule plane, cu raportul $l_0/b_0 = 0{,}8-1{,}0$ și coroiajul convențional $C = 10$ la forjarea între scule profilate.

Coeficientul de corecție:

— pentru forjarea între scule plane cu $l_0/b_0 = 0{,}8-1{,}0$ și $C = 10$, coeficientul de corecție $K = 1{,}38$ (tab. 6 sau fig. 9);

— pentru forjarea între scule profilate, coeficientul de corecție $K = 1{,}0$.

Coroiajul echivalent:

$$C_e = K.C = 1{,}38 \cdot 10 = 13{,}8$$

Coroiajul convențional la forjarea între scule profilate:

$$C_x = \frac{C_e}{K} = \frac{13{,}8}{1} \cong 14$$

Se observă că pentru obținerea aceluiași punctaj de carburi, la înlocuirea sculelor plane, la care raportul l_0/b_0 a fost cuprins între 0,8 și 1,0, cu scule profilate, coroiajul trebuie majorat de la 10 la 14,0. În mod similar trebuie procedat și în cazul schimbării raportului l_0/b_0 la forjarea între scule plane.

BIBLIOGRAFIE

[1] Thoronton, P. ș.a. *Variation of mechanical properties in large steel forging.* În: Met. Trans. B7, nr. 3, 1976 p. 425—433.

[2] Golubiatninkov, N.K. ș.a. *O minimalnom ukove udlinennih slitkov.* În: Kuznecino-ștampovocinoe proizvodstovo, nr. 7, 1975, p. 7—9.

[3] Heil, H. ș.a. *Einfluss von Sattelform und-Abmessung auf die mechanischen Eigenschaften von Freiformschmiedestücken.* În: Arch. Eisenhüttenw. 46, nr. 3, 1975 p. 201—208.

[4] Ricter, G. ș.a. *Zur Frage der Durchschmiedung bei der Herstellung grosser Schmiedestücke.* În: Neue Hütte nr. 1, 1965, p. 10—13.

[5] Braun, M.P. ș.a. *Plasticeskaia deformația i teplovaia obrabotka krupnih izdelii iz leghirovannih stalei.* Moscova Mașghiz, 1961.

[6] Popescu, V. I. *Cercetări cu privire la interdependența dintre coroiaj și gradul de deformare plastică în funcție de condițiile de forjare.* În: Metalurgia, nr. 3, 1971 p. 149—153.

[7] Konovalov, A.V. ș.a. *Rasciot formoizmenenia pri protiajke ploskimi boikami.* În: Kuznecino-ștampovocinoe priozvodstvo, nr. 1, 1976, p. 40—43.

[8] Tomlinson, A. ș.a. *Spread and elongation in flat tool forging.* În: Journal of The Iron and Steel Institute oct., 1959, p. 157—162.

Prese de forjare liberă cu acţionare hidraulică. Consideraţii privind sistemul de acţionare şi cadrul de forjare

CZ : 621.73.06

Principalele elemente care diferenţiază constructiv presele hidraulice de forjare liberă de aceeaşi mărime sînt : cadrul de forjare şi sistemul de acţionare.

Materialul analizează comparativ cele două aspecte şi prezintă unele din avantajele preselor de forjare liberă cu două coloane, cadrul înclinat şi acţionare oleohidraulică direct cu pompe.

Principalele părţi componente ale unei astfel de prese sînt : cadrul mobil cu dispozitiv pneumatic de schimbare rapidă şi rotire a portsculei superioare ; placa de bază cu cilindrii de presiune ; manşoane de ghidare ; glisiere (uşor reglabile şi înlocuibile) ;masa fixă a presei cu dispozitiv de deplasare longitudinală ; dispozitiv de deplasare transversală pentru schimbarea rapidă a nicovalelor inferioare ; pompe şi instalaţii auxiliare ; circuitul de precomandă ; circuitul pompei de umplere ; sistemul de răcire a uleiului ; circuitul de ungere ş. a.

Cadrul de forjare

Sistemul constructiv al preselor de forjare liberă cu cadrul înclinat faţă de axa de forjare prezintă următoarele avantaje principale :

Excentricitatea (fig. 1). Acest tip constructiv de prese de forjare prezintă o secţiune de lucru a coloanelor cu 50—80 % mai mare faţă

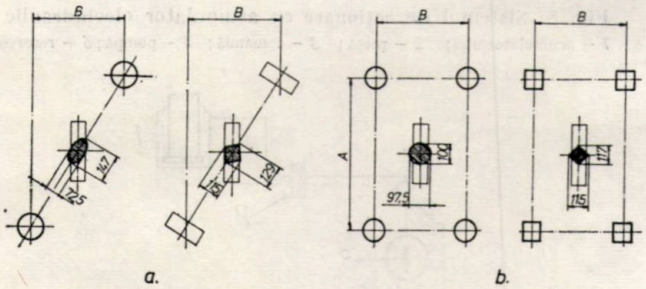


Fig. 1. Excentricitatea preselor de forjare :
a — presă cu 2 coloane ; *b* — presă cu 4 coloane

de cea a preselor de forjare cu patru coloane, la aceeaşi forţă nominală. Ca urmare, presele de forjare cu două coloane au o excentricitate permisă mai mare decît excentricitatea permisă de o presă cu patru coloane.

Spaţiul de lucru (fig. 2). Aşa cum rezultă şi din figură, la aceleaşi valori ale dimensiunilor A şi B, spaţiul de lucru pentru presa de forjare cu două coloane este mai mare decît cel al preselor cu patru coloane, permiţînd deci forjarea unor piese cu dimensiuni mai mari.

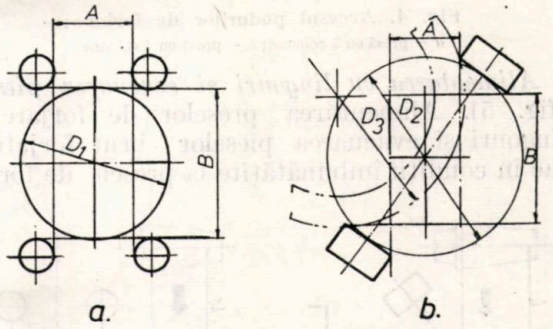


Fig. 2. Spaţiul de lucru la presele de forjare :
a — presă cu 2 coloane ; *b* — presă cu 4 coloane

Între dimensiunile spaţiilor de lucru ale celor două tipuri constructive de prese de forjare liberă sînt următoarele relaţii :

$$D_2 = 1{,}5 \cdot D_1$$

$$D_3 = 2 \cdot D_1$$

Cîmpul de vedere al operatorului (fig. 3). Spaţiul lipsit de vizibilitate pentru operator este mai mic la presele cu două coloane decît în cazul preselor cu patru coloane :

$$S_a < S_{b_1} + S_{b_2}$$

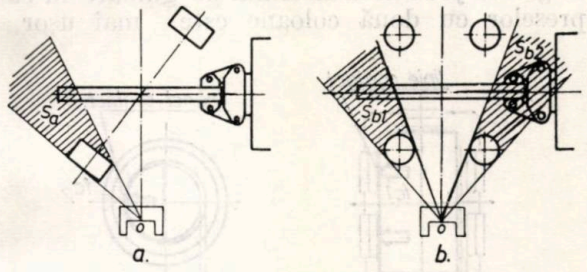


Fig. 3. Cîmpul de vedere al operatorului :
a — presă cu 2 coloane : *b* — presă cu 4 coloane ; *o* — operator ; S_a ; S_{b_1}, S_{b_2} — spaţiul lipsit de vizibilitate

Accesul podurilor de forjare (fig. 4). La aceleaşi valori ale dimensiunilor A şi B, posibilităţile de acces la podurile de forjare sînt mult mai

bune la presele cu două coloane cu cadrul înclinat față de presele cu patru coloane :

$$D' < D < C$$

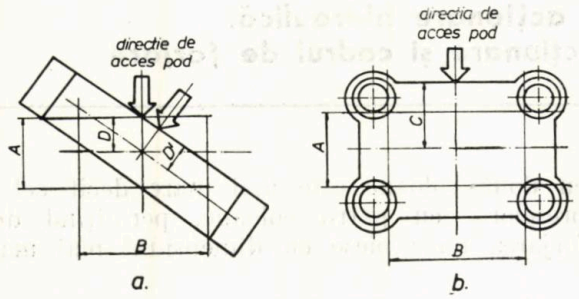


Fig. 4. Accesul podurilor de forjare :
a — presă cu 2 coloane ; *b* — presă cu 4 coloane

Alimentarea cu lingouri și evacuarea pieselor (fig. 5). Alimentarea preselor de forjare cu lingouri și evacuarea pieselor brut forjate se fac în condiții îmbunătățite la presele de forjare

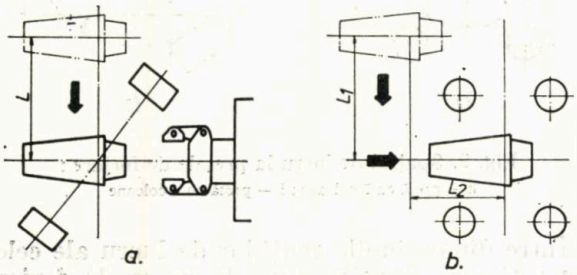


Fig. 5. Alimentarea și evacuarea cu produse :
a — presă cu 2 coloane ; *b* — presă cu 4 coloane

cu două coloane. Aceste operații (alimentare și evacuare), care se pot face și cu ajutorul podurilor rulante, prezintă în cazul preselor cu două coloane o reducere de circa 20 % a numărului de manevre efectuat și a distanțelor parcurse față de manevrele efectuate în cazul preselor cu patru coloane :

$$L < L_1 + L_2$$

Sistemul de ghidare al coloanelor (fig. 6). Reglarea jocului la sistemul de ghidare în cazul preselor cu două coloane este mai ușor de

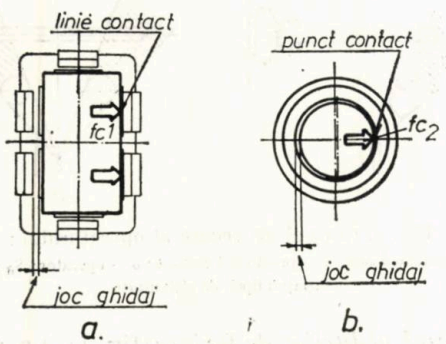


Fig. 6. Sistemul de ghidare al coloanelor preselor:
a — presă cu 2 coloane ; *b* — presă cu 4 coloane

realizat față de presele cu patru coloane. În cazul preselor cu două coloane, ghidarea se face după o suprafață de contact, în timp ce la presele cu patru coloane ghidarea se face după un punct de contact.

Sistemul hidraulic de acționare

Mediile de lucru cu o largă utilizare, folosite pentru acționarea hidraulică a preselor de forjare liberă, sînt : apă în emulsie cu substanțe speciale ; ulei.

În funcție de mediul de lucru folosit se deosebesc următoarele sisteme hidraulice de acționare a preselor de forjare : cu acumulator cu apă în emulsie (fig. 7) ; cu acumulator cu ulei (fig. 8) ; cu acționare directă cu pompe, folosind uleiul ca mediu de lucru (fig. 9).

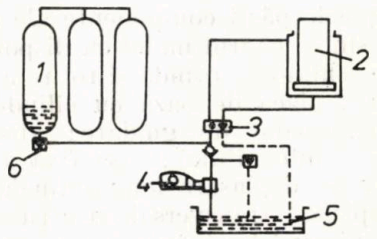


Fig. 7. Sistemul de acționare cu acumulator hidraulic :
1 — acumulator aer ; *2* — presă ; *3* — comandă ; *4* — pompă ; *5* — rezervor ; *6* — ventil rapid de închidere

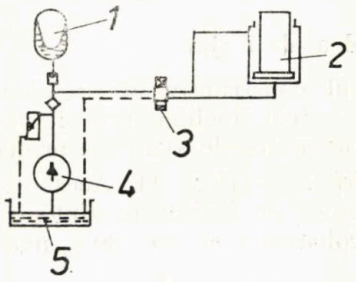


Fig. 8. Sistemul de acționare cu acumulator oleohidraulic :
1 — acumulator ulei ; *2* — presă ; *3* — comandă ; *4* — pompă ; *5* — rezervor

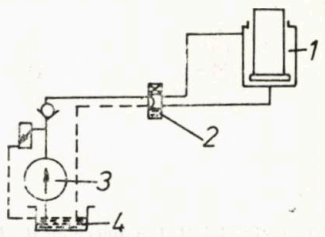


Fig. 9. Sistemul oleohidraulic de acționare directă cu pompe:
1 — presă ; 2 — comandă ; *3* — pompă ; *4* — rezervor

Sistemul de acționare cu acumulator hidraulic. Sistemul prezintă următoarele elemente caracteristice : presiunea constantă și de valoare ridicată (cca. 530 at) ; randamentul pompei, circa 80 % ; randamentul întregului sistem, circa 55 % ; puterea instalată, circa 530 CP ; debitul pompei, 640 l/min.

Avantajele principale ale acestui sistem de acționare sînt: necesită mediu de lucru ieftin; necesită pompe de capacitate mică; mediul de lucru este incombustibil.

Dezavantajele principale ale sistemului sînt: consumuri energetice ridicate; investiții mai mari pentru procurare; cheltuieli mari de întreținere (determinate atît de efectele fenomenului de ruginire, cît și de calitatea scăzută de ungere a apei); efectul loviturilor de berbec (în conducte) la cicluri scurte de lucru este puternic; prezintă dificultăți în ceea ce privește posibilitățile de automatizare, din cauza vitezelor de lucru variabile.

Sistemul de acționare cu acumulator oleohidraulic. Elementele caracteristice ale acestui sistem sînt: presiune constantă și mai scăzută față de acționarea cu acumulator hidraulic, circa 450 at; randamentul pompei, 93%; randamentul întregului sistem, 65%; puterea instalată, 450 CP; debitul pompei, 640 l/min.

Principalele avantaje ale acestui sistem sînt: necesită pompe de capacitate mică; spațiul necesar organizării centralei hidraulice este mai redus cu circa 50%; investiția totală este mai scăzută.

Dezavantajele principale ale sistemului sînt: consumuri energetice ridicate; costul ridicat al mediului de lucru; sistemul utilizează viteze mari pentru mediul de lucru; reclamă un volum mare de lucrări de întreținere la acumulator; prezintă dificultăți la automatizare, deoarece viteza de presare este invers proporțională cu forța de lucru.

Sistemul de acționare oleohidraulic direct cu pompe. Acest sistem de acționare este caracterizat de următoarele elemente: presiunea prezintă o variație cu un maxim la circa 730 at, dar cu o valoare medie (cca. 340 at) sub valoarea presiunii de la celelalte două sisteme de acționare; randamentul pompei, 93%; randamentul întregului sistem, 88%; puterea instalată, 340 CP; debitul pompei, 1 040 l/min.

Principalele avantaje ale acestui sistem sînt: consumuri energetice reduse față de celelalte sisteme de acționare; cheltuieli reduse de întreținere (ca urmare a vitezelor de curgere uniforme și scăzute ale mediului de lucru și a efectului redus al loviturilor de berbec în conducte); se pretează bine pentru automatizare și integrarea presei cu manipulatoare de forjare ce deservesc presa; prezintă parametri tehnologici (productivitate, precizie dimensională ș. a.) îmbunătățiți.

Principalele dezavantaje ale sistemului sînt: necesită pompe de mare capacitate; mediul de lucru scump; mediul de lucru este combustibil.

Sistemul de acționare sinusoidal modificat (MSA)

Acest sistem hidraulic de acționare reprezintă o variantă modernă a sistemului oleohidraulic convențional de acționare a preselor de forjare liberă. Noul sistem de acționare utilizează pompe cu piston radial reglabil, cu circuit reversibil. Principiul de funcționare este următorul:

Pompa de lucru transportă ulei dintr-un rezervor în cilindrul principal pentru cursa de presare și readuce mediul de lucru din cilindrul principal în rezervor la cursa de revenire. Cilindrii cursei de revenire stau sub presiunea constantă a acumulatorului auxiliar și traversa este presată în sus. Din modul de lucru al pompei principale și din variația cursei de revenire, rezultă o mișcare a presei, după o curbă de formă sinusoidală. Presele cu acest sistem de acționare au numărul și lungimea curselor dependente de variația debitului pompei și a sensului acesteia. Această mișcare sinusoidală este modificată — printr-un ventil conectat paralel cu pompa principală — într-o mișcare sinusoidală modificată (fig. 10) cu accelerație de decomprimare și viteză de revenire ridicată, realizîndu-se în acest fel descărcarea rapidă și fără șocuri a cilindrului principal.

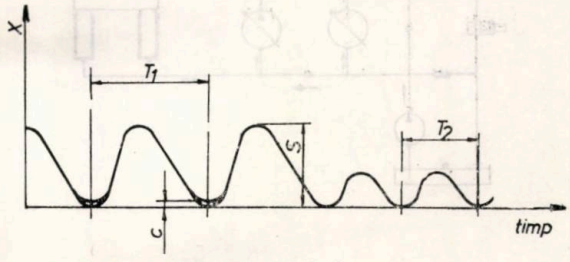


Fig. 10. Curba de funcționare sinusoidală
S — mărimea cursei; T_1 — timp cursă de întindere; T_2 — timp cursă finisare; x — măsura forjării; c — pierderi de presiune

La sistemul de acționare tip MSA se elimină distribuitorul din circuitul hidraulic principal (față de sistemul convențional). Această modificare a schemei hidraulice face posibilă realizarea mișcărilor controlate (accelerare și temporizare) a părților mobile ale presei. Variația debitului pompei principale determină un ciclu de mișcare a presei de formă sinusoidală, caracteristice fiind atît lipsa șocurilor la capetele curselor, cît și realizarea de viteze variabile pentru cursele de presare și revenire.

Principalele faze ale funcționării preselor de forjare cu acționare oleohidraulică tip MSA sînt următoarele:

Cursa de coborîre (fig. 11, *a*). Pompa de lucru *1* absoarbe ulei de la pompa de preumplere *4*. Pompa de lucru *2* debitează ulei din cilindrii de revenire *6* și controlează astfel viteza de coborîre a presei. Cilindrul principal este umplut cu ulei cu presiune joasă.

Cursa de presare (fig. 11, *b*). La coborîrea nicovalei superioare pe piesa ce se forjează, presiunea în cilindrul principal crește, ventilul din circuitul de preumplere se închide.

Viteza de presare este determinată prin debitul de pompare al ambelor pompe de lucru.

Cursa de revenire (fig. 11, *c*). Cilindrul principal este decomprimat prin ventilul *5* şi pompele de lucru *1* şi *2*. Pompa *2* debitează apoi ulei în cilindrul de revenire şi controlează astfel viteza de revenire.

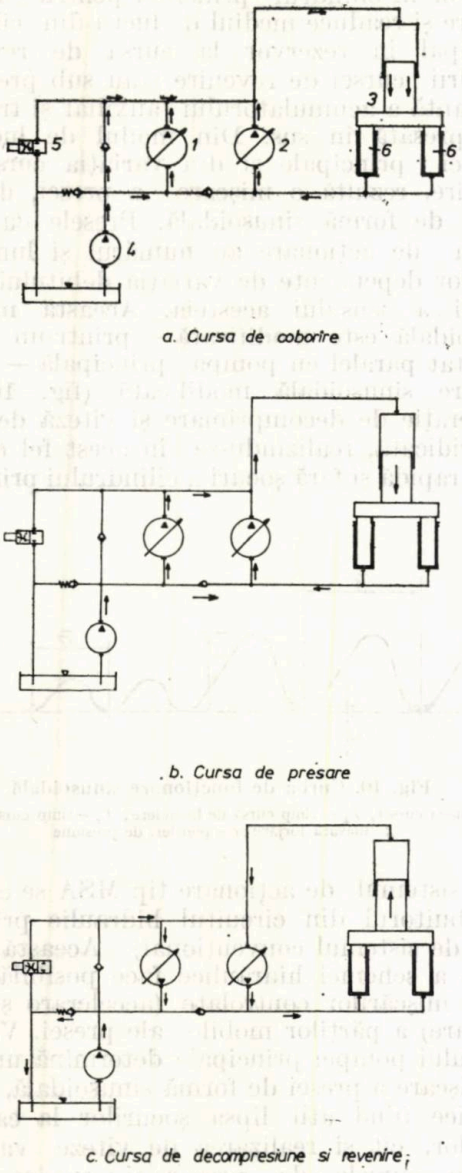


Fig. 11. Ciclurile de funcţionare la prese cu acţionare tip MSA

Diagrama tipică cursă-timp, a unei prese de forjare liberă de 1500 Mp, cu acţionare oleohidraulică tip MSA, este prezentată în figura 12.

Diagrama este compusă din două părţi:

a — cursa presei;

b — avansul manipulatorului.

S-au avut în vedere următorii parametri tehnologici la întocmirea diagramei: — adîncimea de pătrundere, 20 mm; — cursa presei, 50 mm; — avansul manipulatorului, 100 mm/cursă.

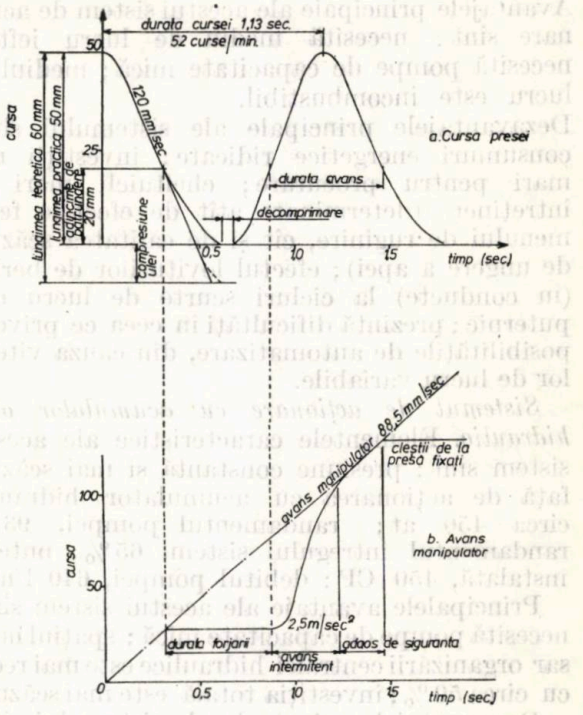


Fig. 12. Diagrama cursă-timp la sistemul de acţionare tip MSA

Cursa totală, constînd din adîncimea de pătrundere şi cursa în gol pentru durata avansului manipulatorului, este coordonată cu posibilităţile de lucru ale manipulatorului.

Pentru evidenţierea superiorităţii sistemului de acţionare tip MSA al preselor de forjare liberă, se impune analiza diagramei cursă-timp a celor două tipuri importante de sisteme de acţionare a preselor de forjare.

La acţionarea convenţională (fig. 13) a preselor, care utilizează în circuitul principal ventile mari de preumplere şi de comandă, se folosesc viteze mari de coborîre şi revenire. Pentru evitarea loviturilor de berbec (care

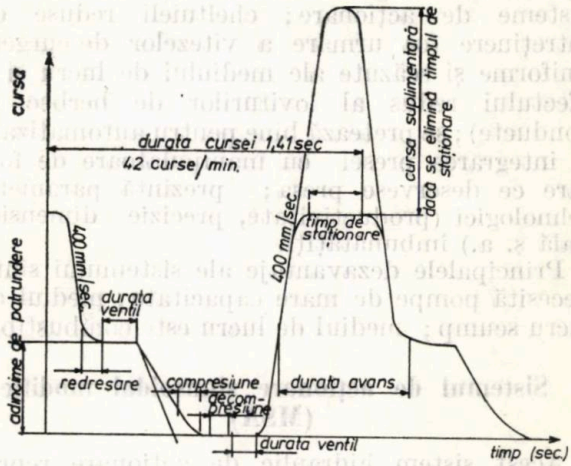


Fig. 13. Diagrama cursă-timp la sistemul de acţionare convenţional

sînt puternice), trebuie incluși timpi de comandă pentru ventile și durate pentru decomprimarea uleiului în conducte și cilindri. Acești timpi de comandă au valori mari și fac ca scurtarea duratei ciclului de funcționare a presei datorat vitezelor mari de coborîre și ridicare să fie anulat, mai mult chiar realizîndu-se o creștere de circa 9—10% a duratei ciclului.

La acționarea tip MSA (fig. 12,*a*) se evită întreruperile mișcărilor presei, deoarece acest sistem de acționare nu folosește ventile de comandă în circuitul principal. Ciclul de mișcare este lin, fără șocuri și rapid. Deși vitezele de coborire și revenire sînt mult mai mici, durata totală a ciclului de funcționare este mai redusă față de durata ciclului de funcționare a preselor cu acționare oleohidraulică convențională.

Un aspect important ce impune adoptarea noului sistem de acționare pentru presele de forjare liberă este faptul că la sistemul tip MSA viteza de lucru a pistonului cilindrului presei este proporțională cu debitul pompei, fapt ce permite un control perfect al mișcărilor presei. La sistemul de acționare hidraulic cu acumulatori, viteza de lucru este determinată de diferența de presiune între acumulator și cilindrul presei. Această diferență de presiune este mereu variabilă, fapt ce face ca să fie greu de realizat un control al mișcărilor presei.

Presele cu sistem de acționare oleohidraulică tip MSA prezintă următoarele principale avantaje tehnologice:

— numărul de curse: ca urmare a posibilității de inversare rapidă a pompelor radiale și din cauza lipsei ventilelor în circuitul principal sistemul tip MSA realizează un număr mai mare de curse față de sistemul convențional de acționare;

— productivitatea: față de alte sisteme de acționare, sistemul tip MSA lucrează cu un randament îmbunătățit, datorat mai ales recuperării parțiale a energiei de decompresiune. În acest mod sistemul tip MSA realizează o creștere a productivității de circa 25%;

— precizia: sistemul de acționare tip MSA asigură o precizie înaltă de forjare, în limitele normelor internaționale;

— lucrul fără șocuri: toate mișcările presei încep și se sfîrșesc cu accelerare și temporizare controlate și prestabilite; variația în conducte a vitezei fluidului urmărește principiul sinusoidal. Prin aceasta sînt reduse toate vîrfurile de presiune, presa lucrînd fără șocuri.

* * *

Pentru evidențierea avantajelor sistemului modern de acționare a preselor, sistemul de acționare tip MSA, s-au calculat comparativ indicatorii tehnico-economici (conform HCM nr. 3060/1966) ai unei secții de forjă cu o capacitate de 20 000 t/an țagle — dotată cu prese de forjare liberă cu acționare convențională și cu acționare tip MSA.

Au rezultat următoarele îmbunătățiri ale indicatorilor tehnico-economici pentru varianta cu prese cu acționare oleohidraulică tip MSA:

— reducerea valorii de investiție cu circa 30%;

— reducerea valorii de $C + M$ cu circa 45%;

— creșterea beneficiului cu circa 20%;

— reducerea duratei de recuperare a investiției din beneficiu cu circa 1 an.

De asemenea, și ceilalți indicatori prezintă îmbunătățiri în varianta dotării secției de forjă cu prese de forjare cu acționare tip MSA.

Îmbunătățirile aduse indicatorilor tehnico-economici sînt determinate de următoarele aspecte principale:

— reducerea numărului de utilaje de deformare (prese) pe seama productivității mai ridicate a preselor cu acționare tip MSA;

— reducerea tonajului utilajelor montate (cu cca. 25%);

— reducerea suprafețelor halelor (cu cca. 45%);

— reducerea înălțimii halelor (cu cca. 40 %)

— reducerea consumurilor energetice (cu cca. 30%).

Tipul constructiv cu cadrul de forjare înclinat, cu două coloane și acționare oleohidraulică direct cu pompe, se recomandă pentru presele de forjare liberă cu forță nominală de presare mică și mijlocie.

Sistemul de acționare oleohidraulic tip MSA al preselor de forjare liberă este folosit azi aproape exclusiv pentru presele rapide, la care acționarea este organizată în subsol.

Domeniul de lucru utilizabil (fig. 14) al preselor de forjare liberă cu acționare hidraulică cu acumulatori, în ceea ce privește viteza de lucru și forța de presare, este mai redus față de domeniul de lucru (fig. 15) realizat de presele de forjare cu acționare oleohidraulică direct cu pompe.

Ca urmare a celor prezentate și a altor aspecte nemenționate (precizia comenzii manuale ș. a.), sistemul de acționare oleohidraulică tip MSA

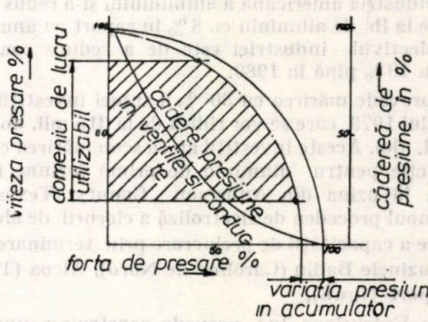


Fig. 14. Diagrama forță de presare-viteză de presare la sistemul de acționare convențional

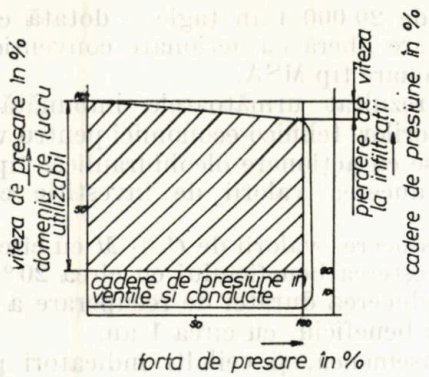


Fig. 15. Diagrama forță de presare-viteză de presare la sistemul de acționare tip MSA

al preselor de forjare liberă este unul din sistemele de acționare preferate de producătorii de piese brut forjate.

BIBLIOGRAFIE

[1] Popescu, V. *Tehnologia forjării și matrițării.* București, Ed. didactică și pedagogică. Ediția a II-a, 1978.

[2] Hrjanovski, S.N. *Proiectarea forjelor.* Moscova, Editura Mașghiz, 1949.

[3] Pahnke, J.H. *Tendenzwende im Schmiedepressen — Antrieb.* În: Metallweiterverarbeitung, nr. 10, 1978.

[4] Dimitriu, S. *Soluții noi de organizare a forjelor grele.* În: Metalurgia, nr. 9, 1976.

Ing. S. Dimitriu
IPROMET—București

DOCUMENTARE

Creșterea cantității de aluminiu utilizat la un autoturism american de capacitate medie, începînd din 1975

		Variație
1975:	37 kg	—
1976:	39 kg	+ 5,5 %
1977:	45 kg	+15,2%
1978:	52 kg	+15,7%
1979:	57,6 kg	+11,4 %

(În: *Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 480, ian. 1979, p.19*)

Consumul de aluminiu al Franței în anul 1977, %

Transporturi	33,6
Construcții electrice	16,4
Construcții	10,6
Ambalaj	9,6
Echipament casnic și de birou	6,0

(În: *Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 480, ian. 1979, p. 2*)

Noutăți din industria aluminiului în S.U.A.

Kaiser Aluminium and Chemical Corp. a anunțat că prevede să cheltuiască 66 mil. dolari pentru îmbunătățirea randamentului uzinei de alumină de la Bâton Rouge (Louisiana). Lucrările, care trebuie să se încheie în 1982, vor reduce necesarul de combustibil al uzinei, însă nu vor schimba capacitatea ei teoretică (cca. 930 000 t/an).

Conform Aluminium Association, la sfîrșitul semestrului I-1978, industria americană a aluminiului și-a redus consumul de energie la lb de aluminiu cu 8 % în raport cu anul de bază 1972. Obiectivul industriei este de a reduce consumul de energie cu 10 % pînă în 1980.

Alcoa prevede mărirea cu 30 % a sumei investițiilor destinate anului 1979, care se vor ridica de la 315 mil. dol. în 1976 la 415 mil. dol. Aceste investiții au ca scop mărirea capacității de producție pentru aluminiu de primă fuziune la uzinele existente, la uzina din Anderson County (Texas) — care folosește noul procedeu de electroliză a clorurii de aluminiu — și o mărire a capacității de prelucrare prin terminarea lucrărilor de la uzinele Badin (Carolina de Nord), Alcoa (Tennessee) și Davenport (Iowa).

Alumax Extrusions Inc. prevede construirea unei unități de prelucrare cuprinzînd două prese de extrudare la Yankton (South Dakota), o instalație de turnare, de vopsire și asamblare a profilelor. Darea în funcțiune este prevăzută pentru sfîrșitul anului 1979, iar costul este estimat la 8,5 mil. dolari.

(În: *Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 480, ian. 1979, p. 18*)

Dispozitive de agitare pentru cuptorul de retopire a aluminiului

Societatea ASEA Inc., sucursală comercială a societății suedeze ASEA, a primit două comenzi importante de la societatea Kaiser Aluminium & Chemical Corp. pentru lingouri, table subțiri și table de la Ravenswood, W. Va și Trentwood, Wash. Comenzile se referă la dispozitive de agitare cu inducție care vor fi instalate la cele patru noi cuptoare de retopire de 20 ft, cîte două la uzina Ravenswood și la uzina Trentwood.

Echipamentul de agitare cu inducție, de la ambele uzine ale societății Kaiser Aluminium, este format dintr-un dispozitiv de agitare pentru fiecare cuptor de retopire, un convertor cu tiristori pentru acționarea dispozitivelor de agitare, sistem de întrerupător și panou de comandă și echipament auxiliar de alimentare.

Un agitator de acest fel funcționează cu succes la uzina Trentwood din anul 1970. Aceste comenzi sînt cele mai mari comenzi pe care le-a primit societatea ASEA pentru industria aluminiului. Noile comenzi de la Kaiser Aluminium Chemical Corp. ridică la 147 numărul total de agitatoare ASEA cu inducție instalate sau comandate în lumea întreagă.

(În: *Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 8, 1978, p. 37*)

Instalație de turnare continuă Demag pentru Nippon Steel

Hitachi-Zoses, ca deținător al licenței firmei Demag AG, a obținut de la Nippon Steel Corporation comanda pentru construirea unei instalații de turnare continuă a bramelor pentru uzina Kimitsu. Această instalație de construcție Mannesmann/Demag urmează să producă 210 000 t de brame pe lună.

Contractul cuprinde tehnologia și construirea mașinii de turnare cu două fire, cu ajutorul căreia se va turna oțel LD. Greutatea maximă a bramelor este de 45 t, la o viteză de turnare de 2 m/min. Grosimile bramelor sînt între 210 și 260 mm, lățimile între 1 000 și 2 300 mm și lungimile între 5,2 și 12,8 m. Punerea în funcțiune este planificată pentru anul 1980.

În anul 1970 s-a dat în funcțiune la uzina Kimitsu din cadrul firmei Nippon Steel Corporation o instalație de turnare continuă cu două fire a bramelor, de construcție Mannesmann/Demag cu raza de 10,5 m. Cu ajutorul acestei instalații se produc brame pentru tablă groasă de 1 000/1 500 mm × × 180 mm; 1 250/2 050 mm × 210 mm și 1 300/2 200 mm × 300 mm. Capacitatea de producție este de 900 000 t brame pe lună.

(În: *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 3, februarie 1979, p. 121*)

Planul de restructurare a industriei siderurgice italiene

În linii mari, planul de restructurare supus în vara anului 1978 comisiei C.E.E. se prezintă astfel:

— abandonarea proiectului de uzină integrată de la Gioia Tauro considerat ca „antieconomic";

— modernizarea uzinelor de la Bagnoli (Italsider) și reorganizări privind sectoarele de fabricație;

— restructurarea sectorului de oțeluri speciale și inoxidabile, cuprinzînd: Fiat-Teksid (sector paticular); grupul IRI-Finsider (Breda și Nazionale Cogne); alți producători de oțeluri speciale și inox, din rîndul cărora Ilssa-Viole.

Acest plan se bazează pe o previziune a consumului intern de 25 Mt/an, începînd din 1981.

(În: *Mines et Métallurgie, Franța, nr. 143, nov.-dec. 1978, p.7*)

Instalație pilot de prereducere la Piombino

La uzina Piombino (Livorno), aparținînd societății Acciaierie di Piombino S.P.A., a fost montată o instalație de prereducere-pilot sistem Flufer. Această realizare este rezultatul cercetărilor desfășurate timp de 5 ani în cooperare cu Italimpianti și Centro Sperimentale Metallurgico.

(În: *Mines et Métallurgie, Franța, nr. 143, nov.—dec. 1978, p. 7*)

Procedeul ELRED de elaborare a fontei

În efortul de a înlocui procedeul de elaborare în furnal cu alte metode care au o utilizare mai avantajoasă a energiei și permit utilizarea unor încărcături mai avantajoase, au apărut nenumărate proiecte de procedee, care pînă în prezent nu s-au putut aplica, deși s-au făcut numeroase încercări în instalații pilot. Una dintre direcțiile de dezvoltare are ca scop reducerea timpului de topire. În procedeul de topire-reducere, minereul se topește cu ajutorul combustibililor ieftini și se reduce direct în fonta lichidă. În special în Suedia s-au experimentat unele variante ale acestui principiu, deoarece datorită structurii industriei siderurgice din această țară, adică uzine mici și necesitatea importului de cocs, se prevăd șanse de succes pentru acest procedeu.

Colaborarea dintre întreprinderile suedeze Stora Koppalberg și ASEA, Västeras a dus la elaborarea unui procedeu de reducere denumit ELRED (reducere electrică).

Încercările începute în anul 1972 s-au încheiat acum cu succes, astfel încît în viitorul apropiat să se poată hotărî construirea unei prime instalații industriale pentru o producție de aproximativ 200 000 t fontă/an.

Procesul funcționează în două etape: prereducere în pat fluidizat și reducere într-un cuptor electric cu arc de curent continuu. Gazele de evacuare se vor folosi la producerea curentului electric.

Ca materii prime pentru acest procedeu se utilizează minereuri de fier cu granulație fină, cărbune și agenți zgurifianți (var). Minereul fin preredus se introduce prin electrozi cavi în bara metalică cu conținut ridicat de carbon a cuptorului electric cu arc, unde se topește și totodată se reduce. Se obține o fontă lichidă, saturată în carbon. Gazul ce se degajă la reducerea finală va fi utilizat pentru prereducere. Gradul de prereducere se reglează astfel încît cu gazele arse să se acopere necesarul de curent al procesului. Consumul de energie al procesului va fi de 16 GJ/t fontă (3,8 Gcal/t). În privința cheltuielilor de investiții și de exploatare se prevăd avantaje față de procesul din furnal, astfel încît cheltuielile de elaborare a fontei să fie cu circa 20% mai scăzute. Prin noul procedeu va scădea și poluarea în comparație cu tehnologia convențională care include cocserii, instalații de aglomerare și furnale.

(În: *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 3, februarie, 1979, p. 120*)

Record de 20 milioane t în 2308 zile la furnalul nr. 3 de la uzinele Kimitsu

Furnalul nr. 3 de la uzinele Kimitsu al societății Nippon Steel a atins o producție record, înainte de sfîrșitul campaniei sale de peste 20 mil. t, la 7 ianuarie 1978, ceea ce reprezintă cea mai mare producție pe un singur furnal, pe o perioadă de șase ani și patru luni (2 308 zile) de la darea sa în funcțiune (la data de 13 septembrie 1971). Acest furnal are un volum de 4 063 m^3.

Noul record a depășit pe cel anterior, de 17 230 000 t, realizat de furnalul nr. 4 (volum 4 197 m^3), de la uzina Fukuyama a societății Nippon Kokan K. K., în cei cinci ani și opt luni (2 061 zile) care au trecut de la punerea sa în funcțiune (26 aprilie 1971) pînă la oprirea sa (15 decembrie 1976).

Datele operaționale ale furnalului nr. 3 sînt următoarele: producție cumulativă de fontă brută/m^3 de volum — indicator al gradului de utilizare a echipamentului — 4 922 t; consumul de combustibil — indicator de utilizare a energiei — 462 kg/t de fontă brută.

În luna martie 1975, furnalul nr. 3 a atins un consum specific mediu de cocs record de 431 kg/t.

Furnalul nr. 3 a fost prevăzut inițial să funcționeze timp de șase ani, pînă în luna septembrie 1977, dar la un control amănunțit efectuat în luna iulie 1977 s-a constatat că acesta se găsea în stare bună. De aceea, s-a hotărît să se extindă funcționarea pe încă doi ani, cel puțin pînă în prima jumătate a anului 1979.

Se așteaptă ca producția totală în cei opt ani de funcționare să fie de 25 mil. t, ceea ce va duce la creșterea producției totale/m^3 volum interior la aproximativ 6 150 t.

Pentru extinderea campaniei furnalului, s-au adus numeroase îmbunătățiri tehnologice, dintre care se menționează: îmbunătățiri ale echipamentului, pregătirea materialelor de încărcare, cum ar fi minereu aglomerat și cocs de calitate superioară; funcționare constantă în scopul eliminării solicitării termice din mantaua furnalului; întreținere preventivă.

În ceea ce privește echipamentul, s-au adus îmbunătățiri dispozitivului de răcire în vederea reducerii la minimum a uzurii cărămizilor de căptușire, în același timp utilizîndu-se noile tipuri de cărămizi refractare de rezistență ridicată la căldură.

Dispozitivele de măsurare pentru asigurarea unei funcționări constante și utilizarea eficientă a calculatoarelor contribuie la realizarea recordului mondial.

Societatea Nippon Steel intenționează să realizeze în viitorul apropiat o durată de campanie de opt ani pentru furnale și o producție totală de 6000 t/m^3 volum.

(În: *Iron and Steel Engineer, S. U. A., 1978, nr. 8, p. 28*)

Colocviul „Posibilități de scădere a consumului de lingotiere în oțelării"

Subsecția de specialitate „Turnarea lingourilor" din cadrul societății Montanwissenschaft (MWG) a organizat la data de 17 oct. 1978 un colocviu asupra posibilităților de scădere a consumului de lingotiere în oțelării.

La sesiune au participat reprezentanții tuturor oțelăriilor și colaboratori ai MW și ai Academiei din Freiberg. În afară de consumatorii de lingotiere, au mai participat și fabricanți de lingotiere.

În referatul introductiv, I. Eisenleolb (Freital) a prezentat rezultatele unei analize efectuate în 1977/78 asupra situației consumului de lingotiere. Cercetările s-au efectuat la opt oțelării cu formate deosebite de lingotiere și sortimente de mărci de oțel. În prezent se toarnă:

— 11 formate de lingotiere conice normale pentru lingouri de 1,1 pînă la 9,5 t;

— 9 formate de lingotiere invers-conice pentru lingouri de 0,6—4,1 t, destinate laminării;

— 30 formate de lingotiere pentru lingouri de forjă de 0,16 pînă la 65 t;

— 7 formate de brame de 2,0 pînă la 10,5 t ;
— 20 formate speciale de 0,1 pînă la 3,7 t.

Cifrele de turnare și consumul specific de lingotiere prezintă diferențe apreciabile. În timp ce la numărul de turnări limitele sînt între 35 și 185 turnări, valorile limită la un consum specific sînt de 7 și 32 kg/t.

Parametrii uzinali influențează durabilitatea lingotierelor. Principalii parametri sînt :

— materiale diferite de turnare a lingotierelor (fgn, respectiv fgl) ;
— durate diferite de menținere a lingourilor în lingotieră ;
— mod de răcire diferit (aer, stropire cu apă, călire în apă) ;
— mărci specifice de oțel ;
— influențare prin construcția lingotierei ;
— utilizare diferită a metodelor de reparare a lingotierelor ;
— diferențe în privința curățirii lingotierelor ;
— timpi diferiți de la o turnare la alta și, prin aceasta, temperaturi diferite ale lingotierelor înaintea turnării.

Drept cauze de defectare a lingotierelor au fost menționate de către oțelării : crăpături din cauza arderii, fisurări longitudinale și transversale, eroziuni, defecțiuni mecanice etc. Primele două defecțiuni sînt cele mai frecvente.

Despre posibilitățile de îmbunătățire a durabilității lingotierelor prin optimizarea analizei chimice la lingotierele din fgl pentru lingouri de 4 t a vorbit W. Schmidt (Unterwellenhorn). Durabilitățile obținute în raport cu compoziția chimică au fost exprimate printr-o ecuație.

Ca rezultat al cercetărilor s-au stabilit noi limite pentru conținuturile de C, Si, Mn, P și S, prin care durabilitatea lingotierelor s-a îmbunătățit cu 16 %.

Referatul prezentat de Pietschmann și P. Netter (Henningsdorf) a tratat rezultatele și experiența, ca și configurația lingotierelor din fgn pentru lingouri de pînă la 2,8 și 10 t. În afară de explicarea construcției lingotierelor din fgn în comparație cu cele din fgl, s-au prezentat tehnologiile fabricării lingotierelor, proprietățile de utilizare, consumul specific de lingotiere, comportarea la stripare și particularitățile reparațiilor lingotierelor.

Efectele economice obținute în oțelării, în urma trecerii la lingotiere din fgn, au determinat echiparea completă a turnătoriei din Velten cu lingotiere din fgn. De asemenea, rezultatele descrise de F. Zeise (Magdeburg), în legătură cu introducerea lingotierelor din fgn la VEB SKET, confirmă experiențele pozitive obținute de SWWF Henningsdorf. Introducerea lor a adus o creștere ridicată a duratei de funcționare.

H. U. Leppa și H. Lüneburg (Brandenburg) s-au referit la manipularea lingotierelor. S-a arătat că, printr-o manipulare bine organizată, în oțelării poate fi redus consumul specific de fontă cenușie.

Pornind de la cauzele defectării premature a lingotierelor, K. H. Petschauer (Gröditz) a prezentat cele mai importante metode de reparații aplicate în prezent. În oțelăria Gröditz se aplică în prezent următoarele metode de reparare :

— sudarea la rece a piesei din fontă cenușie cu materiale diferite de sudare ;
— sudarea fontei cenușii semiîncălzite ;
— sudarea fontei cenușii încălzite ;
— procedeul de prindere cu scoabe.

Lingotierele regenerate nu prezintă nici un fel de diminuare a valorii și ies din uz în general numai ca urmare a uzurii lor normale.

De metodele moderne de curățare a lingotierelor s-au ocupat I. Eisenkolb și D. Nohy (Freital).

În instalația de pulverizare a lingotierelor, pusă în funcțiune în anul 1977, se pulverizează două formate de lingotiere. Pe baza rezultatelor se pot trage următoarele concluzii :

— depunerile de pulbere de turnare, ca și alte aderări de zgură se pot îndepărta complet prin sablare ;
— sablarea nu este necesară după fiecare utilizare a lingotierelor ;
— în oțelării cu exigențe mari impuse suprafeței lingourilor și cu un număr redus de turnări pe baza sortării se va obține un efect maxim.

Pe baza referatelor prezentate și a discuțiilor purtate, ca rezultat al colocviului, s-au făcut propuneri de măsuri avînd ca scop scăderea consumului de fontă cenușie în oțelăriile din R. D. G.

(În : *Neue Hütte, R.D.G., nr. 3, martie 1979, p. 113—114*)

O cale mai eficientă de obținere a oțelului inoxidabil

O instalație de tip nou pentru injectarea aglomeratului de acid de Ni (NOS) 75 în convertizorul AOD este în funcțiune la uzina Bochum a firmei Fried Krupp AG. Această instalație, unică în felul ei, a fost pusă la punct de către International Michel Company Inc. (Inco), în colaborare cu Krupp. NOS 75 este fluidizat și poate fi dozat în cantități precise. Ambele convertizoare AOD de 80 t de la Bochum sînt echipate pentru injectarea aglomeratului. Introducerea oxidului de Ni granulat în convertizor se realizează cu azot comprimat. Cînd NOS 75 vine în contact cu oțelul lichid, între oxidul de nichel și carbonul din topitură are loc o reacție endotermă, la care temperatura rămîne scăzută. Cu ajutorul sistemului de injectare se evită adaosurile de agenți de răcire, scade durata procesului, iar procesul de decarburare se accelerează. În afară de acesta, cu NOS 75 se introduce pînă la 20 % din oxigenul necesar. La Bochum oxidul de nichel este livrat în conteinere normale, de cîte 17 t. Transportul de la depozit la convertizoarele AOD se face cu benzi transportoare, transportoare oscilante și transportoare elicoidale. Instalația este prevăzută și pentru injectarea unui produs aglomerat INCO, nichel INCOMET, care este utilizat în mod deosebit la adaosul final. După ce s-au elaborat mai multe mii de tone de oțel inoxidabil prin noul procedeu, conducerea uzinelor Bochum a confirmat total avantajele noului sistem de injectare. Injectarea controlată a aglomeratului de oxid de nichel 75 într-un convertizor AOD de 18 t a avut un rezultat avantajos și la uzina metalurgică Jessop Steel, Washington Pennsylvania (S.U.A.), la elaborarea oțelului inoxidabil. Cu ajutorul acestui procedeu s-au realizat economii. De la introducerea procedeului, care a avut loc în martie, s-au economisit nu numai oxigen dar și gaz inert și în prima treaptă a suflării s-a îmbunătățit stabilitatea temperaturii, ceea ce a dus la reducerea cheltuielilor de exploatare.
De asemenea, și prin cumpărarea de NOS în vrac s-au realizat importante economii de cheltuieli.

Instalația constă în principal din două buncăre de depozitare, conducte de transport, două agregate de presiune, un tablou de comandă și o lance de injecție.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 3, februarie 1979, p. 120—121*)

Țevi cu diametru mare pentru Cehoslovacia

Hoesch Handel AG a obținut de la Ferromet din Praga al doilea contract pentru livrarea a peste 100 000 t de țevi pentru Cehoslovacia. Țevile de diametru mare și pînă la 18 m lungime, în mare parte acoperite cu material plastic, se utilizează în sistemul de alimentare cu gaze din Europa de Vest, care transportă gaz din Iran și U.R.S.S. în R.F.G.—unul din cei mai mari beneficiari — și în continuare pînă în Franța. La începutul anului 1979, Hoesch Handel AG a încheiat un contract pentru livrarea a 100 000 t țevi cu diametrul de pînă la 1,20 m. Țevile se fabrică în uzinele Hoesch Rohrenwerke AG din Dortmund-Barop și în uzinele Peine-Salzgitter AG.

Ca materie primă pentru fabricarea țevilor se folosește un oțel tratat termomecanic (STE 4807 TH). Este vorba despre un oțel de înaltă rezistență sudabil. Țevile sudate elicoidal din materialul amintit se utilizează pentru prima dată în țările CAER pentru transportul gazelor la distanță.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 4, 1979, p. 178*)

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 1, 1979

Problema prognozării unor proprietăți ale cocsului, p. 11 — *Schimbul de căldură în zona de ardere a cuptorului de cocsificare continuă cu încălzire combinată*, p. 15 — *Unificarea mașinilor și utilajelor pentru cocserii*, p. 33 — *Dispozitiv de acționare electrică reglabilă pentru autodozatorul cu alimentator cu bandă în execuție protejată împotriva exploziei*, p. 36 — *Controlul funcționării cilindrilor de ieșire de la reductoarele troliilor de inversare*, p. 43.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 2, 1979

Încărcarea fără fum a încărcăturii umede cu vagonul cu sistem de evacuare, ardere și epurare a gazelor, p. 10 — *Modelarea matematică a procesului de degradare a cocsului*, p. 15 — *Cîteva măsuri privind prelungirea duratei de funcționare a bateriilor de cocsificare*, p. 20 — *Noi decizii constructive în ceea ce privește platformele bateriilor de cocs*, p. 35.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 3, 1979

Uniformitatea încălzirii blocului de cocs incandescent în cuptoarele cu camere având înălțimea de 7 m, p. 15 — *Modificarea proprietăților cocsului la o încălzire repetată*, p. 17 — *Determinarea conținutului de sulf în cocs cu ajutorul unui spectrometru roentgenofluorescent cu semiconductori*, p. 20 — *Cocsificarea amestecurilor de cărbune în diferite condiții de producție la uzinele din R.S.C.*, p. 21 — *Premise tehnico-economice de perfecționare a producției de cocs*, p. 46 — *Reparația zidăriei cuptoarelor de cocs*, p. 50 — *Rolul spațiilor verzi la uzinele cocsochimice în protecția mediului înconjurător*, p. 52.

Iz. VUZ. Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 2, 1979

Legătura dintre valorile observate și reale ale constantelor cinetice ale reacțiilor eterogene rapide în flux, p. 5 — *Calcularea energiei superficiale la aliajele lichide de Fe—CO—Si și Fe—Ni—Si*, p. 9 — *Compoziția granulometrică și suprafața specifică a concentratelor de minereu de fier*, p. 14 — *Eficiența omogenizării minereurilor de fier în depozitul de minereuri al uzinei*, p. 17 — *Vitezele limită de răcire a peletelor monofazice și bifazice*, p. 21 — *Îmbunătățirea indicilor de funcționare la fabricile de aglomerare ca urmare a alimentării cu combustibil la sfîrșitul peletizării încărcăturii*, p. 25 — *Redistribuirea combustibilului pe înălțimea stratului încărcăturii de aglomerare ca rezultat al insuflării lui cu ajutorul curentului de aer în regim de pseudolichefiere*, p. 29 — *Cercetarea tasării stratului pe mașina de aglomerare*, p. 32 — *Cercetarea rafinării continue treptate — în contracurent a metalului cu zgura*, p. 35 — *Cercetarea proceselor în zona de interacțiune la insuflarea metalului printr-o gură de vînt cu mai multe canale*, p. 39 — *Dereglări în funcționarea cuptorului la elaborarea ferosiliciului cu procentaj mic*, p. 43 — *Descrierea matematică a proceselor de degazare și decarburare în perioada de oxidare din cursul elaborării oțelurilor inoxidabile în cuptorul electric*, p. 47 — *Influența procedeului de prelucrare prin presiune asupra deformabilității aliajelor refractare*, p. 51 — *O nouă metodologie de determinare a componentelor vitezelor de deplasare la laminarea profilelor complexe*, p. 56 — *Cercetarea stării de tensiune-deformare la extrudarea țevilor din metale greu fuzibile*, p. 60 — *Calculul formei și dimensiunilor semifabricatelor în procesul de ștanțare cu ajutorul metodei de evaluare superioară*, p. 64 — *Starea de tensiune — deformare pe suprafața muchiilor flanșei la laminarea în calibre secționate închise*, p. 71 — *Autooscilațiile care apar în cazul trefilării pe laminoarele cu caje paralele*, p. 75 — *Presiunea metalului asupra cilindrilor la laminarea la rece de mare viteză a tablei subțiri*, p. 79 — *Calculul tensiunii de tragere a țevilor pe dorn mobil cu ajutorul ultrasunetelor*, p. 84 — *Distribuirea deplasărilor în vîrful rupturilor la încărcarea rapidă a oțelurilor carbon*, p. 88 — *Influența asimetriei condițiilor de laminare asupra texturii tablei de oțel*, p. 92 — *Influența condițiilor de răcire în cazul întăririi termice asupra modificării proprietăților fizico-mecanice ale oțelului beton 35GS*, p. 95 — *Influența hidrogenului asupra transformărilor structurale din oțel, nodulizării și coalescenței cementitei*, p. 98 — *Cercetarea rezistenței în exploatare a unor aliaje care lucrează în condiții de oxidare și de uzură prin frecare-lovire*, p. 103 — *Cristalizarea pe pereți în cadrul procesului de umplere a formelor*, p. 107 — *Analiza tehnologiei de încălzire a metalului în cuptoarele cu flacără*, p. 110 — *Perspectivele obținerii din cărbune a gazului reducător cald*, p. 114 — *Particularitățile lucrului termic al umpluturii în strat din particule cu nucleu fuzibil*, p. 118 — *Analiza ecuațiilor dinamicii zonei gurii de vînt a furnalului*, p. 125 — *Aprecierea statistică a oportunității modelului dinamic numeric al procesului de aglomerare*, p. 128 — *Sisteme industriale de cercetare-comandă pe baza blocurilor-model naturale*, p. 130 — *Utilizarea metodei de calcul matricial la calcularea rigidității cilindrilor calibrați de la laminoarele pentru bare*, p. 142 — *Criteriile de eficiență în calculul proporțiilor optime pentru capacitățile de producție*, p. 147 — *Planificarea operativă a activității sectoarelor termice din secțiile de forjare*, p. 151 — *Planificarea de perspectivă optimă a producției de laminate în întreprinderi*, p. 154.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 3, 1979

Mărirea eficienței activității la secția de aglomerare de la uzina „Zaporojstal”, p. 30 — *Garnitură de foraj necesară la deschiderea gurilor de evacuare a fontei la furnale*, p. 32 — *Perfecționarea construcției gurilor de vînt la furnale*, p. 33 — *Blocuri laminate pentru căptușeli*, p. 34 — *Afinarea oțelului cu zgure sintetice conținînd Na_2O*, p. 37 — *Laminarea șinelor de mare gabarit pentru ecartament îngust pe laminoare de profiluri grele*, p. 41 — *Asimilarea producției de semifabricate pentru pinioane*, p. 42 — *Stabilizarea proprietăților mecanice și a microstructurii pe lungimea benzilor laminate la cald*, p. 44.

Stal, U.R.S.S., nr. 3, 1979

Piese din pulberi de metal pentru construcția de mașini agricole, p. 165 — *Căile de micșorare a pierderilor de fontă cu zgure de furnal*, p. 167 — *Calcularea suprafeței de încălzire a grătarului de la cauperele furnalelor*, p. 173 — *Influența mediului de exploatare asupra rezistenței la acțiunea zgurelor refractarelor de furnal*, p. 174 — *Tratarea cu argon a oțelului de convertizor*, p. 177 — *Elaborarea oțelului pentru țevi 17GlS-U cu calități îmbunătățite în cuptoare Martin de 400 t prin tratarea cu zgură sintetică în oală*, p. 179 — *Tratarea în vid a oțelului lichid*, p. 181 — *Afinarea oțelului cu zgure sintetice în oala intermediară a mașinii de turnare continuă a țaglelor*, p. 182 — *Elaborarea și cercetarea tehnologiei de elaborare în convertizor a oțelului rezistent la coroziune*, p. 183 — *Elaborarea oțelului martensitic rezistent la coroziune cu compoziție de fază stabilită*, p. 185 — *Reducerea consumului de ferocrom la elaborarea oțelului rezistent la coroziune*, p. 188 — *Producția de oțel crom-nichel rezistent la coroziune cu conținut scăzut de azot*, p. 189 — *Experiențe privind utilizarea așchiilor lemnoase la elaborarea ferosiliciului. Fabricarea profilului periodic de mare precizie în pachete cu caracteristici mecanice îmbunătățite*, p. 193 — *Particularitățile laminării concomitente a mai multor lingouri la slebingul universal*, p. 196 — *Răcirea accelerată a cusăturilor sudate transversal la laminorul de îndoit profile*, p. 199 — *Cercetarea regimurilor de încălzire și laminare a lingourilor grele la blumingul 1 500*, p. 201 — *Oțel beton de calitate superioară*, p. 202 — *Asimilarea unei linii de laminare a grinzilor cu tălpi late la C.M. Nijnii Taghil*, p. 203 — *Mărirea eficienței producției de țevi trefilate*, p. 206 — *Modificarea razei de curbură în procesul de formare a țevilor sudate în spirală*, p. 208 — *Obținerea și proprietățile sîrmei compozit cu înveliș moale prin metoda decarburării adînci*, p. 209 — *Modificarea structurii și a proprietăților mecanice ale sîrmei de oțel la reducerile totale mari ale secțiunii*, p. 211 — *Îmbunătățirea calității sîrmei laminate pentru refulare la rece*, p. 214 — *Proprietățile țevilor din oțel 17GlS durificate termic cu sudură în spirală*, p. 217 — *Fabricarea tablei de oțel laminate la cald pentru ștanțare la rece*, p. 219 — *Luarea în considerare a factorilor de interschimbabilitate la alcătuirea pufurilor pentru șlamurile care conțin fier*, p. 228 — *Cercetarea temperaturii gazelor de cuptor în cuptorul de recuperare cu încălzire dinspre centrul vetrei*, p. 230 — *Condu-*

cerea încălzirii metalului înaintea laminării, p. 231 — *Echipamentul electric al blumingurilor sovietice de mare productivitate*, p. 232 — *Cercetarea epurării gazelor de la cuptoarele Martin*, p. 235.

Berg-und Hüttenmännische Monatshefte, Austria, nr. 1, 1979

Problemele asigurării calității în uzinele siderurgice, p. 1 — *Experiențe în legătură cu determinarea oxigenului în oțelul lichid*, p. 12 — *Interpretarea, cu ajutorul calculatoarelor, proceselor de încălzire și răcire la elaborarea oțelului și tratamentul termic*, p. 20.

Stahl und Eisen, R. F. G., nr. 4, 1979

Noua instalație de desprăfuire a cuptorului electric cu arc de 110 t, de mare productivitate, din cadrul uzinei Völkingen a firmei Stahlwerke Röchling-Burbach, p. 137 — *Colectarea și tratarea amestecurilor de ulei-apă la uzina Hoogowens Ijmuiden*, p. 143 — *Funcționarea și utilizarea unui sistem mobil de măsurare a emisiunilor de praf și gaze*, p. 148 — *Producerea de gaze reducătoare din gaze de cocserie calde, impurificate*, p. 153.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 5, 1979

Studii asupra desfășurării desulfurării la insuflarea pulberii de zgură în baia de oțel, p. 181 — *Controlul unui furnal cu ajutorul unei metode acustice de măsurare*, p. 187 — *Propagarea fisurilor în arborii de laminoare în condiții de exploatare industrială*, p. 193 — *Problemele construcției sistemelor de comandă*, p. 199.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 3, 1979

Laminarea sîrmei și barelor prin alungire, p. 83 — *Punerea în funcțiune a unui laminor modern de profile ușoare cu pat de răcire*, p. 86 — *Probleme de etanșare la construcția laminoarelor*, p. 88 — *Foarfece pentru debitarea sîrmei laminate cu viteze mari*, p. 90 — *Structura și proprietățile oțelurilor beton solidificate termic*, p. 94 — *Forjarea blocurilor cu suprafața subrăcită*, p. 97 — *Influența retopirii electrice sub zgură asupra proprietăților oțelului pentru palete de turbină*, p. 100 — *Problema toleranțelor de grosime la laminarea la rece a benzilor*, p. 107 — *Oțeluri de automate cu rezistență mărită*, p. 109 — *Colocviul „Posibilitățile de scădere a consumului de cochile în oțelării"*, p. 113.

Metallurgia, Anglia, nr. 11, 1978

Expoziția din 25—29 septembrie 1978 de la Birmingham avînd drept scop prezentarea celor mai noi cuptoare, materiale refractare, tratamente termice și economia de combustibil, p. 624 — *Cîteva aspecte ale cerințelor de energie în industria forjării*, p. 633 — *Presa Lasco a companiei Doncaster în funcțiune*, p. 637 — *Presele de frictiune cu șurub pentru deformarea la cald*, p. 640 — *Forjarea pieselor lungi la uzinele Rotherham ale companiei British Steel Corporation*, p. 646 — *Investițiile înregistrate în producția aliajelor de nichel*, p. 652 — *Îmbunătățirea calității oțelului de scule*, p. 660.

Metallurgia, Anglia, nr. 12, 1978

Tehnologia utilizată la fabricarea cutiilor de conserve, p. 696 — *Metalurgia pulberilor: materiale utilizate pentru industria electrotehnică și industriile înrudite*, p. 702 — *Piese mai mari, mai complexe din materiale sinterizate*, p. 707 — *Filtre sinterizate pentru industria chimică*, p. 709 — *Alegerea materialelor sinterizate pentru mufle*, p. 710 — *Îmbunătățirea eficienței cuptorului*, p. 712 — *Progresele înregistrate în presarea izostatică*, p. 715 — *O privire retrospectivă asupra industriei metalurgice a pulberilor*, p. 719 — *Progrese recente înregistrate în fabricarea cilindrilor turnați*, p. 722 — *Sistemele de recuperare a metalelor neferoase de la Coreco*, p. 726 — *Compania Alcan Plate cîștigă premiul GEM*, p. 729.

Metallurgia, Anglia, nr. 1, 1979

Linie de forjare semiautomată cu foarfece pentru tăiere la cald, p. 8 — *Instalații pentru pînza de ferăstrău panglică — principii și practică*, p. 17 — *O presă de refulare universală*, p. 26 — *Mașini de tăiere de mare viteză a barelor utilizînd cele mai noi metode de tăiere*, p. 34 — *Dispozitive de tăiere a țaglelor și barelor și prese de frictiune cu șurub*, p. 39 — *Distribuția temperaturii în cuptoarele cu vid*, p. 46 — *Cuptoarele cu vid pentru tratament la cald*, p. 55 — *Cuptoarele cu vid, cu retortă la cald*, p. 58 — *Utilizarea vidului în industria tratamentului la cald*, p. 60.

Metallurgia, Anglia, nr. 2, 1979

Cuptoare, combustibili și considerații de perspectivă, p. 90 — *Amplasarea uzinei în scopul obținerii unei eficiențe maxime*, p. 92 — *Conferința cu privire la sănătate și securitatea muncii la prelucrarea metalelor*, p. 95 — *Utilarea cuptorului: forme competitive și alternative*, p. 97 — *Conteinere de lucru și dispozitive de prindere pentru cuptoarele adînci*, p. 100 — *Utilarea cuptorului — echipamentul cuptorului companiei Atkinson. Piesele turnate obținute la compania Doncasters*, p. 102 — *Superaliajul turnat, rezistent la căldură, utilizat la temperaturi înalte*, p. 105 — *Depozitarea aliajelor de nichel*, p. 106 — *Aliajele rezistente la coroziune utilizate în industria chimică*, p. 108 — *Metalul sudat cu suprafață dură și rezistența acestuia la uzură*, p. 112 — *Metoda galvanizării la cald utilizată la protecția suprafețelor oțelului*, p. 120 — *Expoziția Castings'79 reflectă progresele înregistrate în tehnologie*, p. 121 — *Superaliajele Glossop și compania Firth Brown*, p. 124 — *Oțelurile rapide sinterizate forjate liber*, p. 126 — *Simpozionul BCFG avînd ca temă fabricarea eboșelor și țaglelor*, p. 128.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 10, 1978

Întreținerea preventivă și problema rulmenților și punerea în funcțiune a laminorului de bare de 12 inci, al companiei Inland, p. 17 — *Noul laminor de bare de mare viteză al companiei Georgetown Texas Steel Corp.*, p. 22 — *Calculatorul și utilizarea lui în proiectarea macaralelor* p. 31 — *Automatizarea avansată pe noul laminor de tablă groasă la uzinele Mizushima*, p. 34 — *Economiile înregistrate la recuperarea acidului clorhidric — Prezent și viitor*, p. 48 — *Cuptoare Martin existente în S.U.A.*, p. 52 — *Sistemul de control al gazelor arse de la oțelăria cuptorului electric la compania Timken Co.*, p. 53 — *Mecanismul BWG utilizat la fabricarea noului sistem de uniformizare a tensiunii*, p. 56 — *Perfecționarea supapelor moderne pentru instalațiile furnalului*, p. 63 — *Cea mai mare mașină de turnare a sleburilor din lume pusă în funcțiune la întreaga sa capacitate la Great Lakes, compania National Steel*, p. 67 — *Compania Midland înregistrează noi progrese în fabricarea cilindrilor de laminor la noua sa turnătorie*, p. 73

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 11, 1978

Tehnologia și instalarea convertizoarelor Q-BOP de 225 t într-o oțelărie Martin, p. 33 — *Controlul complet cu calculatorul electronic la un laminor pentru laminarea la cald a aluminiului la uzinele Mooka*, p. 47 — *Perspective cu privire la protecționism*, p. 53 — *Nereușita unei acționări a laminorului cu cilindri verticali*, p. 56 — *Cînd trebuie închis un laminor — cîteva considerații*, p. 62 — *Întreținerea portlagărelor și cilindrilor de laminor și efectul ei asupra lagărelor cilindrilor de lucru*, p. 64 — *Oțelării cu cuptoare electrice cu arc din S.U.A. și Canada*, p. 69 — *Anvelope, transportoare cu autodispozitiv de încărcare — Un nou concept elaborat în scopul reducerii prețurilor de transport din interiorul uzinei*, p. 72 — *Probabilitatea unei rămîneri în urmă a tehnologiei oțelului elaborat în țară — Contestări*, p. 77 — *Cîștigătorii premiului AISE 1977*, p. 81.

C.I.T., Franța, nr. 12, 1978

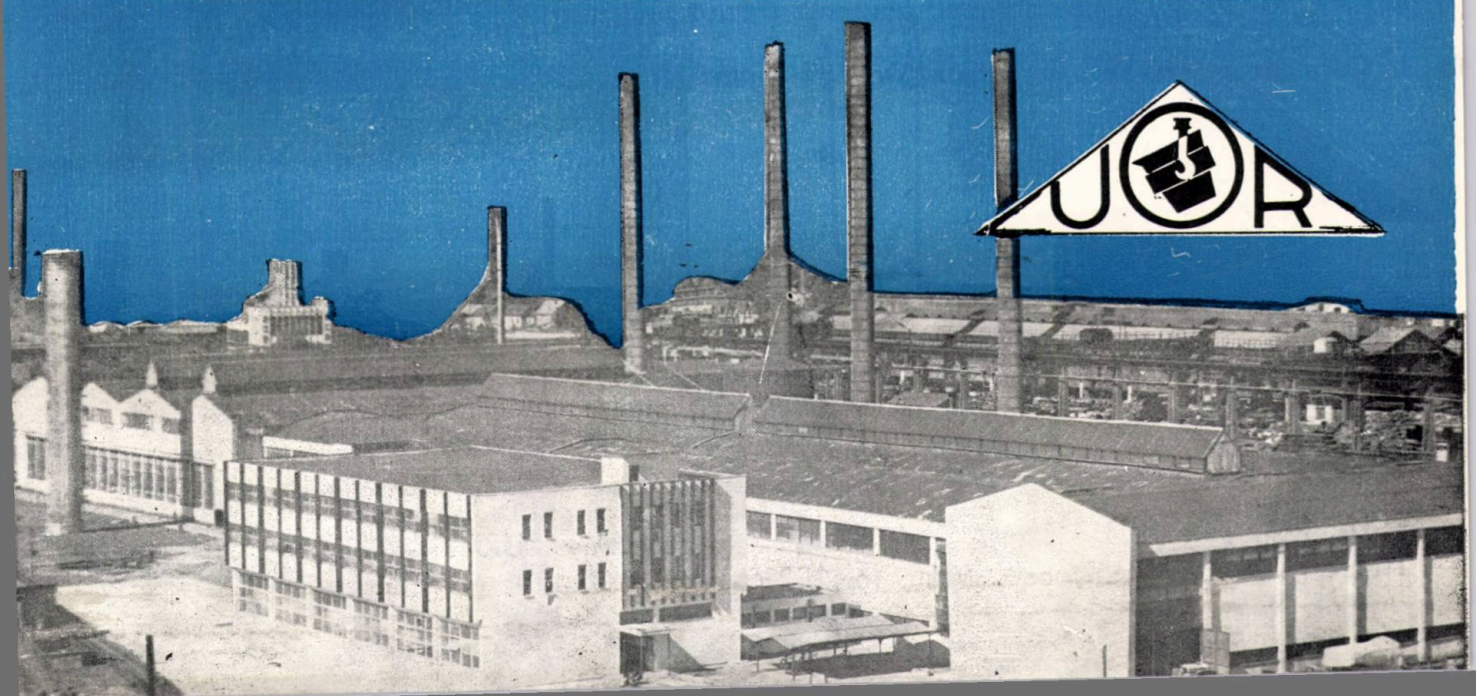
Caracteristicile de construcție și primele rezultate de funcționare ale instalației de aglomerare a minereurilor de la Ougrée (D.L. 5) — societatea Cockerill, p. 2113 — *— Dezvoltări recente în producția de materiale refractare pentru astuparea orificiului de scurgere și de căptușire a jgheaburilor*, p. 2129 — *Pulberi pentru lingotiere de turnare continuă*, p. 2149 — *Prezentarea laminorului de la Société des Aciéries de Montereau*, p. 2161 — *Comportarea la oboseală programată a îmbinării sudate în cruce și a îmbinărilor sudate cap la cap din oțel E 355*, p. 2177 — *Oboseala programată. Influența secvențelor șarjelor asupra duratei în funcționare*, p. 2221 — *Influența molibdenului asupra rezistenței la coroziune a oțelurilor feritice pure cu 71 % crom în mediu HCOOH 5 M și la 70°C*, p. 2237 — *Aplicarea sursei cu descărcare luminiscentă*, p. 2295.

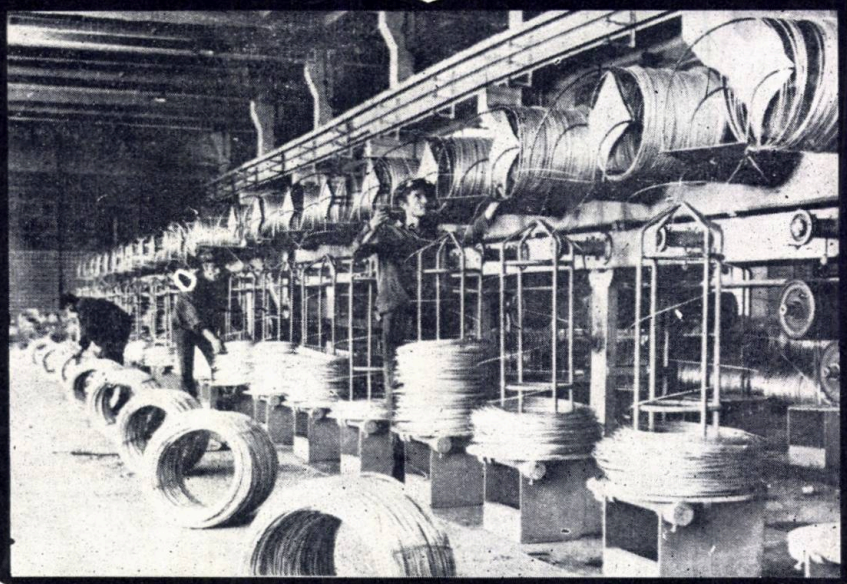
Întreprinderea Oțelul Roșu

PRODUCE SI LIVREAZA :

- Semifabricate turnate continuu
- Platine
- Profile mici şi mijlocii
- Table
- Benzi laminate la cald
- Benzi laminate la rece
- Oţeluri calibrate rotunde, hexagonale şi pătrate
- Piese turnate din oţel şi din aliaje neferoase
- Cilindri din fontă pentru laminoare

De asemenea produce pentru uz intern pe bază de brevet propriu
ELECTROMAGNEŢI DE MARE CAPACITATE CU
INSTALAŢII DE ALIMENTARE ÎN C.C. COMPLEXE
care asigură un consum redus de energie electrică şi elimină importul





PRODUCE :

- Sîrmă rotundă trefilată din oţel
  - Sîrmă moale (tratată termic) fără strat de acoperire:
    - sîrmă obişnuită; sîrmă albă mată; sîrmă albă lucioasă.
  - Sîrmă moale cu strat de acoperire: sîrmă zincată.
  - Sîrmă tare (netratată termic): sîrmă mată; sîrmă lucioasă; sîrmă rotundă din oţel pentru ţesături şi împletituri (sîrmă neagră, albă şi zincată).
- Oţel rotund tras, destinat fabricării şuruburilor şi piuliţelor
- Sîrmă trasă pentru beton armat
- Plase sudate
- Cord metalic pentru anvelope
- Electrozi de sudură
  - Electrozi înveliţi pentru sudarea oţelurilor carbon şi slab aliate, oţelurilor cu granulaţie fină, oţelurilor utilizate la temperaturi scăzute şi oţelurilor termorezistente.
  - Electrozi şi sîrmă tubulară pentru sudarea automată şi semiautomată.
  - Electrozi cu vergea de aluminiu destinaţi sudării aluminiului.
- Cuie din sîrmă de oţel
- Sîrmă laminată

INTREPRINDEREA DE SIRMA SI PRODUSE DIN SIRMA - BUZAU
Aleea Industriilor nr.1; cod. 5100; tel.13225-13226/167

Întreprinderea de ţevi
REPUBLICA – Bucureşti

Întreprinderea de ţevi
Roman

Întreprinderea metalurgică
Iaşi

Întreprinderea de sîrmă
şi produse din sîrmă
Buzău

Industria sîrmei
Cîmpia Turzii

Uzina
CABLUL ROMÂNESC
Ploieşti

Întreprinderea
LAMINORUL – Brăila

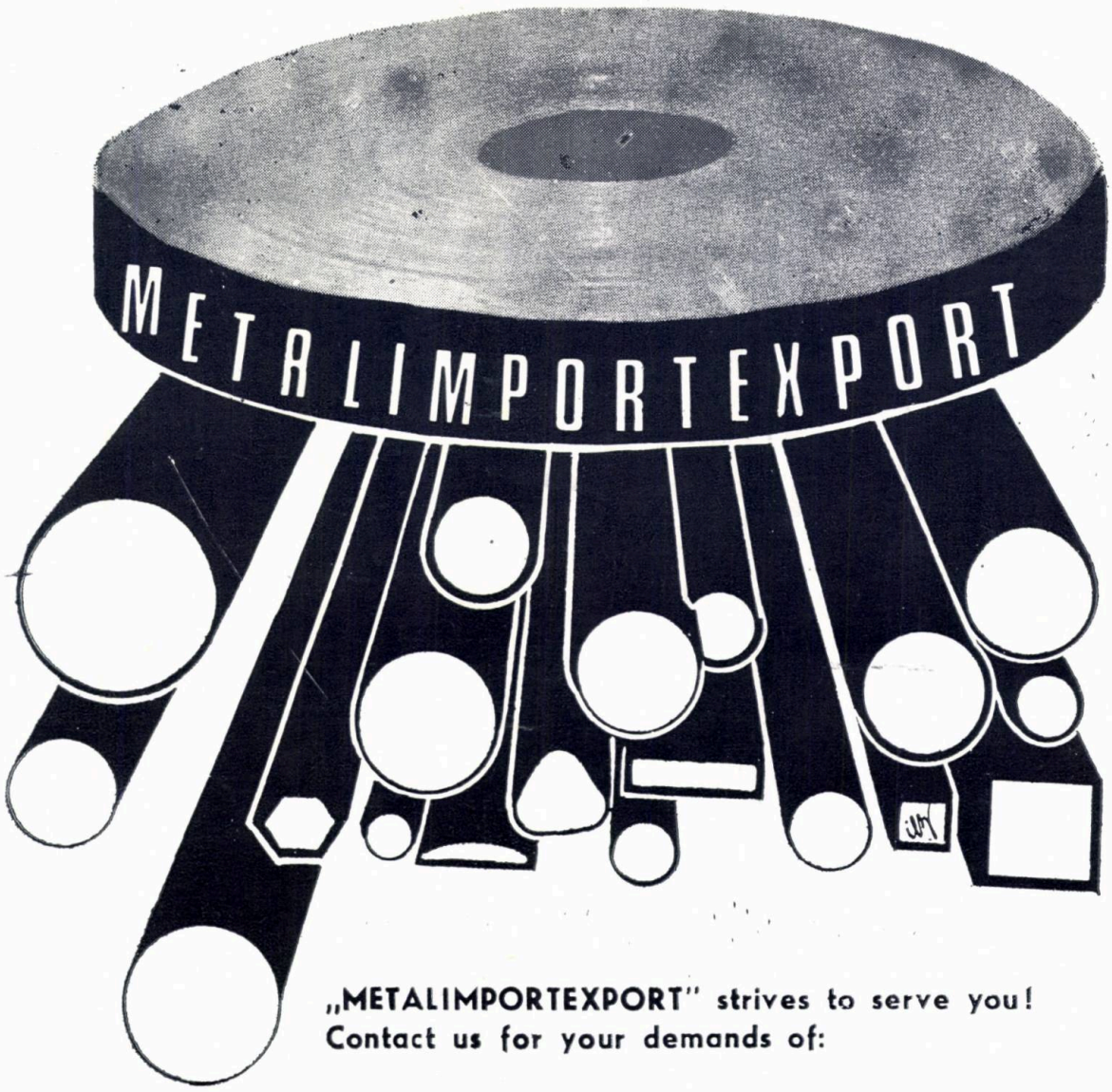
Întreprinderea
metalurgică – Aiud

Întreprinderea
de sîrmă, cuie şi lanţuri
Galaţi

CENTRALA INDUSTRIALĂ DE PRELUCRĂRI METALURGICE BUCUREŞTI

produce şi livrează:

• ţevi pentru construcţii, ţevi de instalaţii, ţevi pentru conducte petroliere, burlane de tubaj, ţevi de extracţie, prăjini de foraj cu racorduri sudate, prăjini grele, ţevi pentru cazane, ţevi inoxidabile, ţevi profilate, profile formate la rece, profile din oţel laminate la cald, sîrmă laminată la cald, bare trase, oţel beton laminat la cald, sîrmă din oţel pentru beton precomprimat, sîrmă trefilată moale, tare şi zincată, sîrmă ghimpată, cabluri de tracţiune, cabluri din oţel-aluminiu, electrozi de sudură, cuie de construcţii, lanţuri navale, lanţuri industriale, lanţuri comerciale, sîrmă de sudură, flux de sudură, echipament pentru industria siderurgică, construcţii metalice, piese mecanice brut turnate sau uzinate, echipament şi instalaţii diverse.



„METALIMPORTEXPORT" strives to serve you!
Contact us for your demands of:

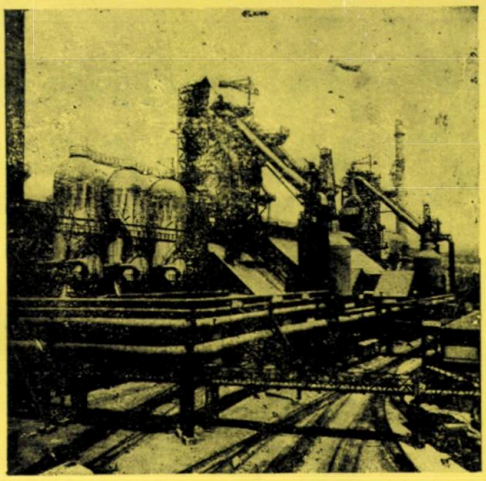
- steel blooms and slabs
- steel bars and shapes
- reinforcing steel bars
- cold formed profiles
- carbon and alloy tool steels
- commercial qualities, shipbuilding and boiler plates
- hot rolled coils
- cold rolled sheets and galvanised coils
- seamless steel line pipes, casing, tubing and drill-pipes
- longitudinal and spiral welded line pipes
- welded black and galvanized steel tubes
- drawn steel wires; prestressed concrete wires, and wire ropes
- welding electrodes for carbon and alloy steels
- wire nails
- industrial and anchor chains
- aluminium and alloyed-aluminium products (ingots, extruded bars, Properzi and drawn wires, cold rolled sheets and strips, foils, welded tubes for irrigation, joinery)

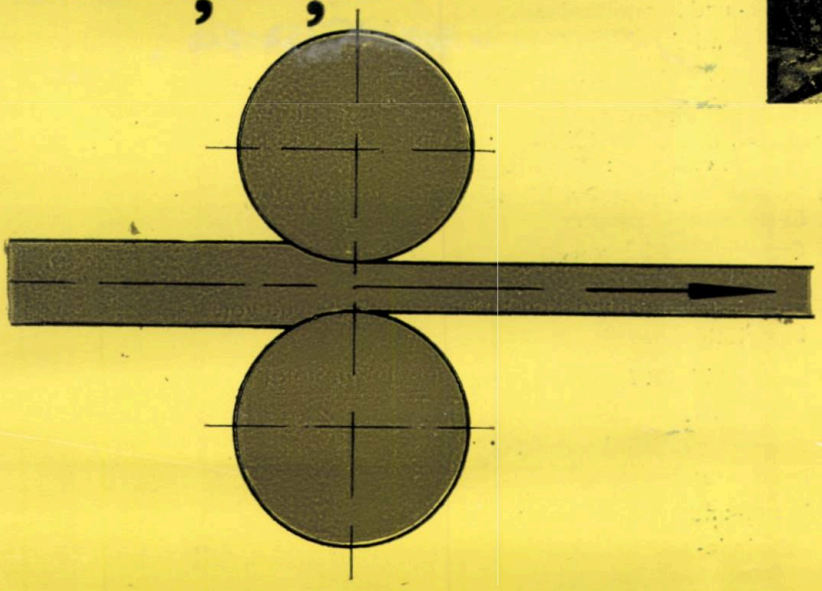
METALIMPORTEXPORT

FOREIGN TRADE COMPANY
BUCHAREST • ROMANIA

21—25 Mendeleev St. Code 70169
Telephone 13.90.55 Telex: 515

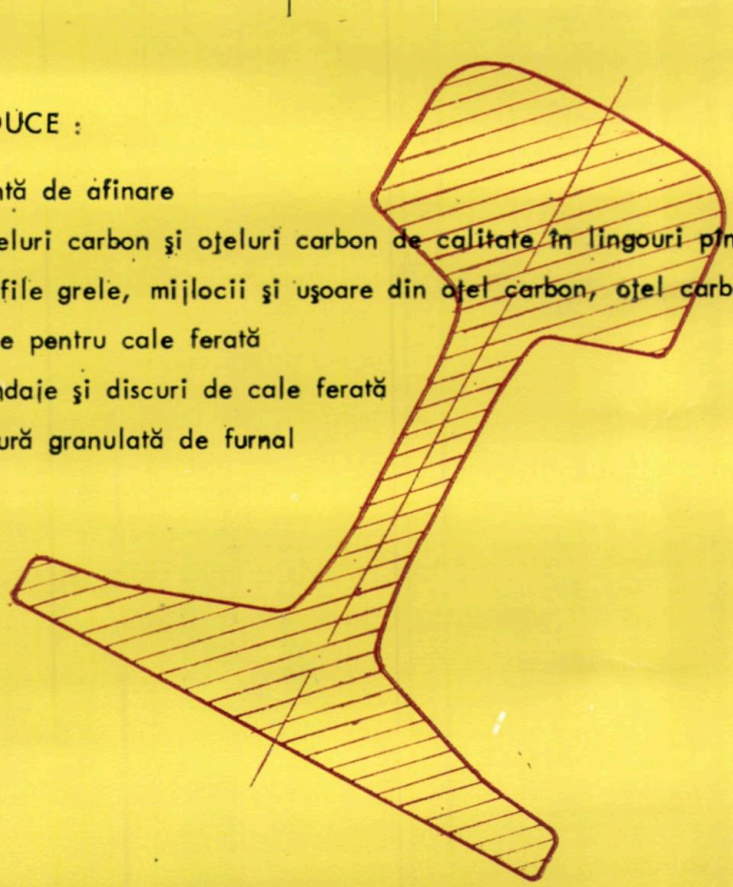
Combinatul siderurgic REȘIȚA

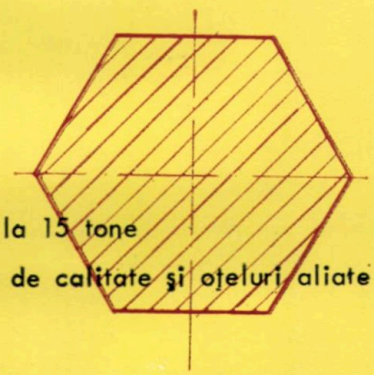


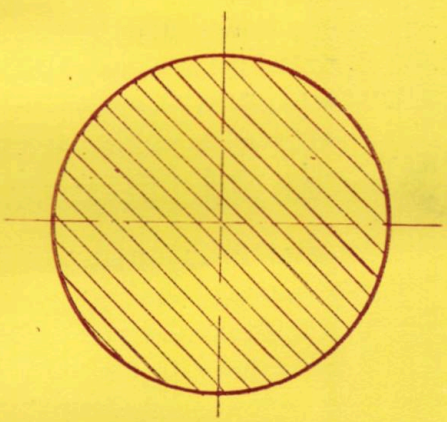


PRODUCE :

- Fontă de afinare
- Oțeluri carbon și oțeluri carbon de calitate în lingouri pînă la 15 tone
- Profile grele, mijlocii și ușoare din oțel carbon, oțel carbon de calitate și oțeluri aliate
- Șine pentru cale ferată
- Bandaje și discuri de cale ferată
- Zgură granulată de furnal







COMBINATUL SIDERURGIC REȘIȚA
Reșița, str. George Coșbuc nr. 1, județul Caraș - Severin
Adresa telegrafică : Combsid. RESITA, telex:044214, telefon: 1 21 52; 1 18 83

Aussenhandelsunternehmen METAROM

21-23 Mendeleev st. · Telefon 150543 · Telex 11705 · Tel.-Adr. MEROM · Bukarest 1 · Rumänien

METAROM entwickelt seine Export-Import-Tätigkeit in folgenden Bereichen:

- Eisen- und Nichteisenindustrie
- Koks- und chemische Industrie
- Industrie der feuerfesten Materialien

METAROM wird von Forschungs- und Projektierungsinstituten weitgehender Erfahrung unterstützt und kann folgendes anbieten:

- Studien bezüglich Durchführbarkeitsmöglichkeiten, Forschungsaufgaben
- Gesamt- und Detail-Engineering für jedwedes Projekt
- Technischer Beistand, Konstruktion und Fertigung von kompletten metallurgischen Werken

METAROM bietet Anlagen u. Anlageteile wie folgt an:

- Sinteranlagen
- Konverter und Elektroöfen
- Stranggiessanlagen
- Warm- und Kaltwalzwerke
- Schmiede- und Stranggussanlagen
- Erzaufbereitungsanlagen
- Hochofenanlagen und -einrichtungen

METAROM's export and import activities are in the following fields:

- Iron and Non-ferrous Metals Industries
- Coke and Chemical Industries
- Refractory Materials Industry

METAROM can rely on the assistance of research and project institutes and can offer:

- Feasibility Studies, Research Studies
- Complete and Detail Engineering for any project
- Technical Assistance, Design and Erection of complete metallurgical plants

METAROM offers the following plants and installations:

- Sintering Plants
- Converters and Electric Furnaces
- Continuous Casting Plants
- Hot and Cold Rolling Mills
- Forging and Extrusion Plants
- Ore Processing Plants
- Blast Furnace Plants and Installations

METAROM

Foreign Trade Company

ÎNTREPRINDEREA DE ȚEVI REPUBLICA

BUCUREȘTI ● B-dul Muncii nr. 256 ● Telefon 43 09 50

PRODUCE

Țevi din oțel fără sudură laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, cu diametrul exterior pînă la 6 5/8 inci inclusiv :

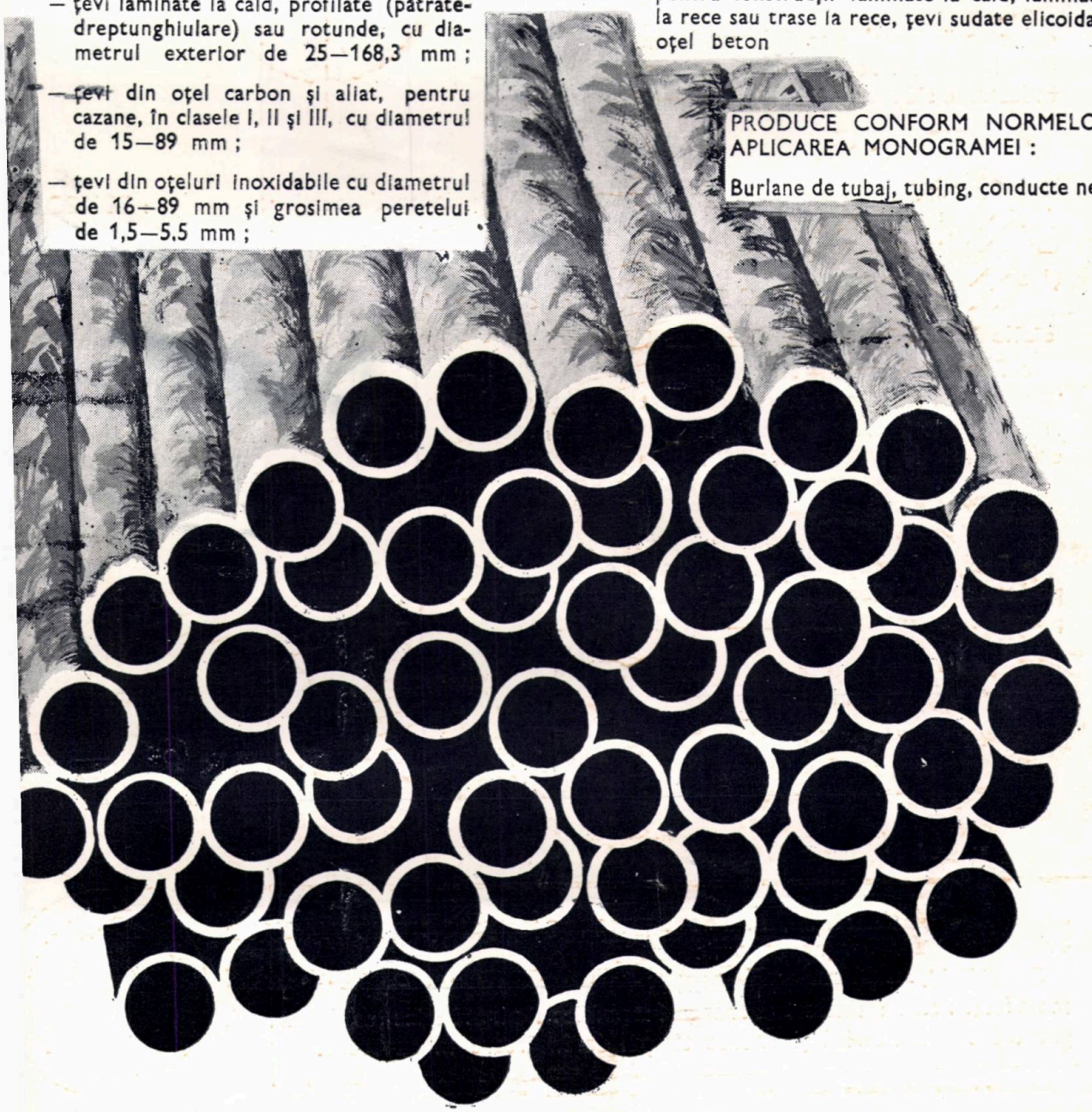
- pentru industria petrolieră : burlane de tubaj, țevi extracție-tubing, prăjini de foraj cu racorduri sudate, conducte
- pentru prospecțiuni geologice : burlane de tubaj, prăjini de foraj, prăjini de antrenare, carotiere
- pentru construcții și construcții de mașini :
  - — țevi trase sau laminate la rece, profilate sau rotunde, cu diametrul exterior de 5—80 mm ;
  - — țevi laminate la cald, profilate (pătrate-dreptunghiulare) sau rotunde, cu diametrul exterior de 25—168,3 mm ;
  - — țevi din oțel carbon și aliat, pentru cazane, în clasele I, II și III, cu diametrul de 15—89 mm ;
  - — țevi din oțeluri inoxidabile cu diametrul de 16—89 mm și grosimea peretelui de 1,5—5,5 mm ;
- pentru conducte magistrale de gaze naturale și țiței, conducte de apă, construcții metalice : țevi sudate elicoidal, cu diametre de 250—1 600 mm și lungimi cuprinse între 6 și 12 m
- pentru construcții, construcții metalice sau construcții de mașini : oțel beton, oțel rotund, sîrmă, cuie

EXPORTĂ

Burlane de tubaj, tubing, conducte petroliere, prăjini de foraj cu racorduri sudate, țevi pentru construcții laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, țevi sudate elicoidal, oțel beton

PRODUCE CONFORM NORMELOR API CU APLICAREA MONOGRAMEI :

Burlane de tubaj, tubing, conducte netede



C P C D M

Centrala de prelucrarea şi colectarea deşeurilor metalice Bucureşti

Str. Theodor Aman nr
telefon 13.88.29

colectează şi prelucrează deşeurile metalice feroase şi neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50 % din materia primă.

● Prin mărunţirea, brichetarea şi presarea strunjiturilor, deşeurilor de sîrmă şi de tablă, de către organizaţiile socialiste care predau curent cantităţi de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile şi se reduce preţul de cost pe tona de metal

● Sortînd şi predînd separat unităţilor C.P.C.D.M.—Bucureşti sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oţel rapid şi aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oţelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

● Pentru deşeurile de oţel vechi aliat şi fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unităţile C.P.C.D.M.—Bucureşti achită pentru fiecare procent de element de aliere conţinut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 ,,
1% molibden	=	750 ,,
1% cobalt	=	1 120 ,,
1% wolfram	=	1 200 ,,

● Prin strîngerea, sortarea, depozitarea şi predarea deşeurilor metalice pe sortimente după compoziţia chimică şi forma fizică, conform STAS 6058/66 şi 3017/68, încă de la locul de apariţie, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — Bucureşti, prelucrînd deşeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, sparţeri mecanice şi pirotehnice, dublează greutatea volumetrică şi reduce timpul de încărcare în cuptoare.

COMBINATUL SIDERURGIC GALAȚI

oduce și livrează:

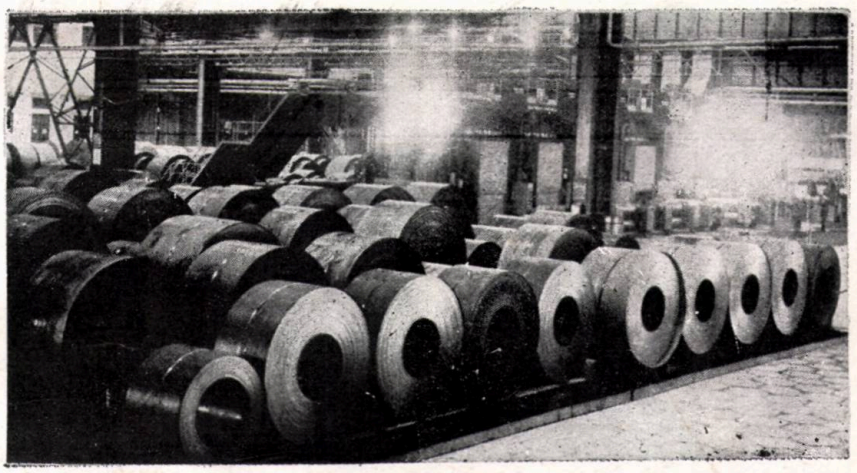
duse laminate din oțel

ıble groase și mijlocii:

țeluri calmate, semicalmate, necalmate, slab aliate
ıte conform normelor românești și străine; pentru
rucții mecanice, metalice, navale, de mașini, de
e și recipiente sub presiune etc.

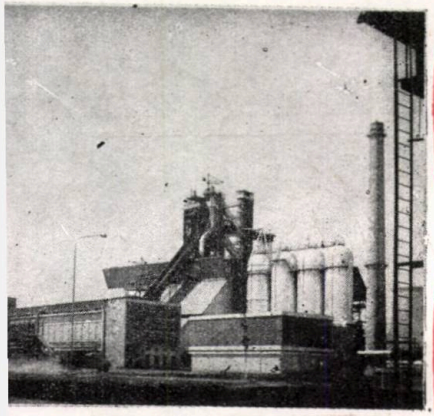
nzi și table laminate la rece:

perite și zincate conform normelor românești și
e, pentru construcții metalice, țevi sudate, pro-
doite, aparataj electric, caroserii, articole de uz
etc.



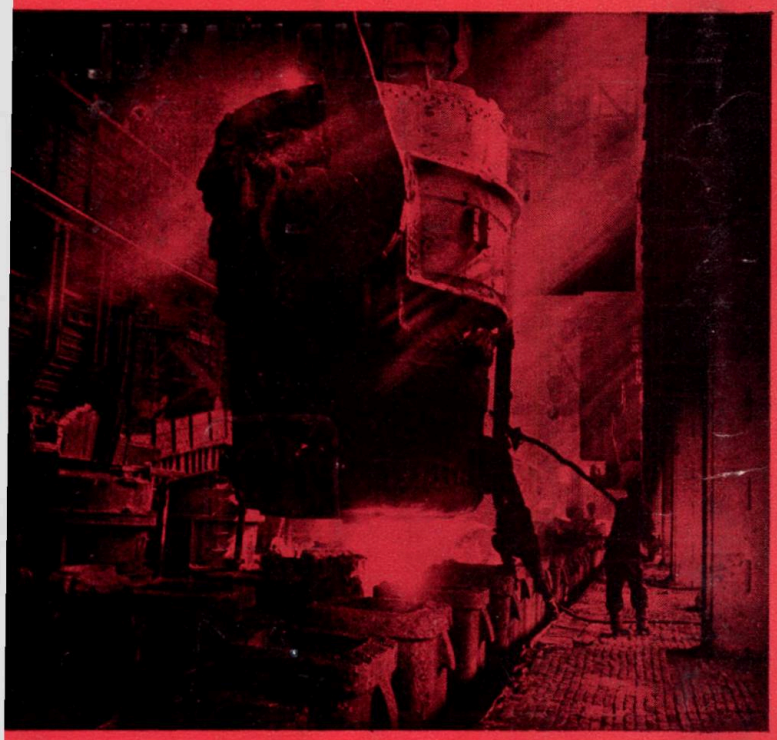
luse chimice

lfat feros heptahidratat
lfat de amoniu
dron de huilă
nzen brut de huilă
oală de cocserie



Pentru informații detaliate asupra oduselor noastre adresați-vă la:

INATUL SIDERURGIC — GALAȚI
DIRECȚIA COMERCIALĂ
Șoseaua Smîrdan nr. 1
6200 Galați
Telefon (930) 30438
Telex 51285



C
S
H

vă oferă

profile laminate din oţeluri carbon calmate şi necalmate, din oţeluri carbon de calitate, aliate şi slab aliate.

● rotunde cu diametrul de 10–180 mm ● cornier 20×20–150×150 mm ● I 18–I 24 ● U 6,5 – U 24 ● late de 20×5–150×20 mm ● benzi laminate la cald de 200×2 – 370×5,5 mm ● ţagle, blumuri pentru forjă, de 70×70 – 400×400 mm ● oţel beton cu profil periodic laminat la cald, oţel beton neted laminat la cald, sîrmă laminată la cald, profile speciale pentru armături de mină, pentru talpa şenilei de tractor etc.

1884 · 1974
CSH
90 ANI

COMBINATUL SIDERURGIC HUNEDOARA

Str. Dr. P. Groza nr. 8. Hunedoara ● Telex: 032411 ● Tel: 12533 – 11075 – 12767 – 11462 – 12747

E 3280

REFERÁLVA

METALURGIA

8

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXXI • NR. 8 • AUGUST 1979

ÎNTREPRINDEREA DE ŢEVI

REPUBLICA

BUCUREŞTI ● B-dul Muncii nr. 256 ● Telefon 43 09 50

PRODUCE

Ţevi din oţel fără sudură laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, cu diametrul exterior pînă la 6 5/8 inci inclusiv :

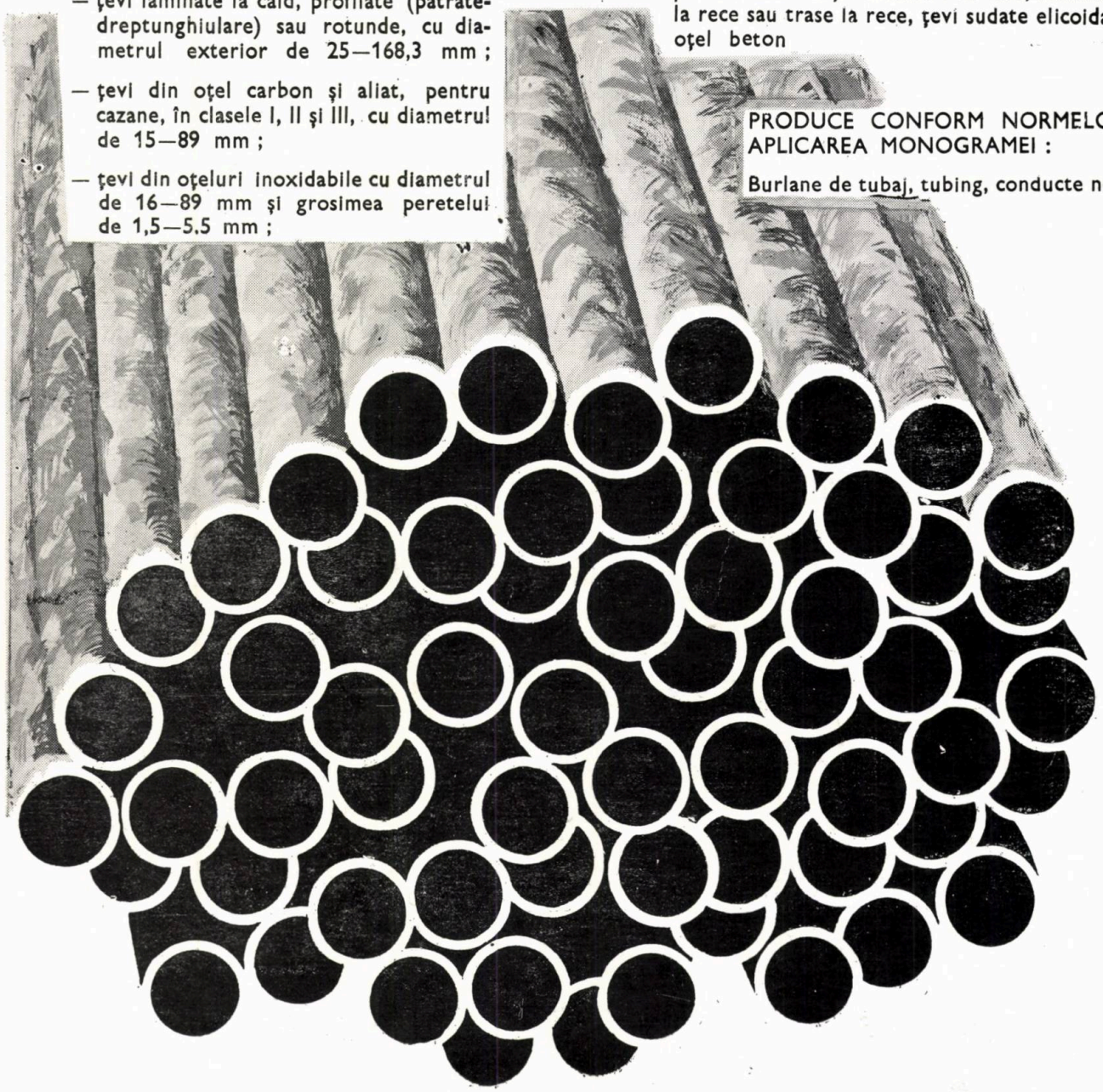
- pentru industria petrolieră : burlane de tubaj, ţevi extracţie-tubing, prăjini de foraj cu racorduri sudate, conducte
- pentru prospecţiuni geologice : burlane de tubaj, prăjini de foraj, prăjini de antrenare, carotiere
- pentru construcţii şi construcţii de maşini :
  - — ţevi trase sau laminate la rece, profilate sau rotunde, cu diametrul exterior de 5—80 mm ;
  - — ţevi laminate la cald, profilate (pătrate-dreptunghiulare) sau rotunde, cu diametrul exterior de 25—168,3 mm ;
  - — ţevi din oţel carbon şi aliat, pentru cazane, în clasele I, II şi III, cu diametrul de 15—89 mm ;
  - — ţevi din oţeluri inoxidabile cu diametrul de 16—89 mm şi grosimea peretelui de 1,5—5,5 mm ;
- pentru conducte magistrale de gaze naturale şi ţiţei, conducte de apă, construcţii metalice : ţevi sudate elicoidal, cu diametre de 250—1 600 mm şi lungimi cuprinse între 6 şi 12 m
- pentru construcţii, construcţii metalice sau construcţii de maşini : oţel beton, oţel rotund, sîrmă, cuie

EXPORTĂ

Burlane de tubaj, tubing, conducte petroliere, prăjini de foraj cu racorduri sudate, ţevi pentru construcţii laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, ţevi sudate elicoidal, oţel beton

PRODUCE CONFORM NORMELOR API APLICAREA MONOGRAMEI :

Burlane de tubaj, tubing, conducte netede



METALURGIA

Anul 31 Nr. 8 august 1979

CUPRINS

Quintero, R.: **Stadiul actual al procedeului HYL de reducere directă a minereului de fier.** 381

Ene, S., Iacob, I. și *Ivănescu, Al.:* **Model matematic de stabilire a dependenței dintre carbonul și temperatura băii din convertizor în timpul suflării finale cu oxigen.** 391

Catrinoiu, C.: **Studiul rezistenței de rupere la cald a oțelurilor de marca 13CN35 și Rul 2** 393

Spoitu, C. și *Ciucu, Victoria:* **Influența proceselor de fabricație asupra calității blocurilor catodice.** . . 396

Tărășescu, M., Colin, E., Venter, O., Ionescu, C. și *Budiul, C.:* **Contribuții la îmbunătățirea calității liantului de turnătorie Covasil** 399

Riposan, I., Darie, D. și *Bosînceanu, S.:* **Cercetări privind îmbunătățirea etanșeității chiulaselor turnate din fontă cenușie.** 403

Ștefănescu, D. M., Crăciun, Șt., Serachitopol, M., Leibu, M. și *Patras, V.:* **Studiul cristalizării fontelor albe mediu aliate cu crom și vanadiu.** 408

Săbău, Teodora și *Ganovici, I.:* **Metodă de evaluare a punctajului incluziunilor nemetalice din oțeluri, prin interpretarea cantitativă a STAS 5949—65, cu ajutorul analizorului de imagine tip Quantimet—720.** 413

Negulici, M.: **Îmbunătățirea proceselor termice în cuptoarele tip cameră pentru forjă, utilizînd încălzirea prin boltă.** 418

Munteanu, A. și *Ciobanu, I.:* **Comparație între rezultatele obținute prin calcul și cele obținute experimental în cazul călirii oțelului.** 420

Nicolae, P. și *Herșcovici, P.:* **Inserții din carburi metalice sinterizate pentru industria minieră.** . . . 426

DOCUMENTARE

COLEGIUL DE REDACȚIE

LAURENȚIU SOFRONI-*președinte*, CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, ALEXANDRU CIOROGAR, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, SUZANA GĂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, ȘTEFAN RĂDVAN, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export—Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon: 59.49,90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01.B.N. — R.S.R. — filiala sector 7 — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi: lei 150 anual; tarif pentru abonamente individuale: 48 lei anual. Costul unui exemplar: lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.Tc. nr. 137/8459/1978"

I.P.I. c. 1365

42 406

1979 SEP 15

CONTENTS

DC : 669.181 (72)

Quintero, R. : **Up date on HYL**

The paper presents and analyses the technological characteristics of HYL direct reduction. The author also re iews the economic problems related to this process, the application, the properties of the product and the notion of equivalent metallization.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 381–390

DC : 669.184 : 244.86.001.57

Ene, S., Iacob, I. and *Ivănescu, Al.* : **Mathematical model for the determination of the relation between carbon and converter bath temperature during final oxygen blowing.**

In order to improve the present algorythms and to create a new one for BOP steelmaking process control, the authors worked out an algorythm for the determination of the relation between carbon and the bath temperature during final oxygen blowing, bearing in mind that the heat input is obtained only after iron and carbon oxidation. The authors present the calculation and the results experimentally obtained in BOF plant.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 391–392

DC : 539.42 :669./4.018.45

Catrinoiu, C. : **The study of the hot cracking strength of 13 CN 35 and RUL 2 steels**

By studying the variation of hot cracking strength mechanical characteristics for 13 CN 35 and RUL 2 grades, the author determined their maximum resistance and minimum tenacity ranges. On the basis of the data obtained, security indexes may be carefully chosen with a view of using the steel grades already mentioned for different equipments. The author states that for a temperature of 400°C the highest cracking strength values may be obtained.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 393–395

DC : 666.966 :539.4/.5

Spoitu, C. and *Ciucu, Victoria* : **The influence of the manufacturing process on cathodic block quality**

The authors present several aspects concerning the influence of manufacturing stages on the quality of cathodic block. Their structure properties are determined by the granulometric network, by mixing, pressing, extruding and baking. These structure properties influence the most important characteristics of cathodic blocks which ,,a priori'' may be estimated accurately enough for industrial scale production, taking into account the laboratory data.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 396–398

DC : 621.743.422

Tărăşescu, M., Cohn, E., Venter, O., Ionescu, C. and *Budiul. C.* : **Contribution to the improvement of Covasil casting binder quality**

The paper presents the studies undertaken with a view to checking the COVASIL toxicity and to improving the binder quality, by means of removing the Cr compound from the product composition.

Metalurgia 31 (1979, nr. 8, p. 399–402

DC : 621.746.015

Riposan, I., Darie, D. and *Bosînceanu, S.* : **Researches on the improvement of grey cast iron cast cylinder heat tighness**

Flaked graphite grey cast iron tighness may be improved by modifying the cast irons treated with modifying action elements (Ca, Mg) as well as with supporting elements with perlite forming effect (Ca, Sn).

With the help of modification and microalloying treatment, flaked graphite perlitic cast iron with increased tensile strength and hardness was obtained.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 403–407

DC : 548.669–13

Ştefănescu, D. M., Crăciun, Şt., Serachitopol, M., Leibu, M. and *Patras, V.* : **The study of the crystalization of Cr and V medium–alloyed white cast irons**

The paper studies the crystallization of white cast irons alloyed with 50% Cr and with different quantities of vanadium. The authors draw a phase diagram for the Fe–C–Cr–V quaternary system.

In the first stage, the authors intended to determine the typical transformation points, whereas in the second one they succeeded to determine their characteristic structures for each crystallization range.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 408–412

DC : 539.219.1 :669.14

Săbău, Teodora and *Ganovici, I.* : **Estimation method of non-metalic inclusion pointing in steel by STAS 5949/65 quantity interpretation with the Quantimet–720 image analyzer.**

The paper presents the design and operation of Quantimet – Q.T.M. automatic image analyzer.

By applying this method, the pointing speed and accuracy estimation were increased. The authors have succeeded in estimating the mean pointing which is the nearest to the actual one and a more accurate pointing for different types of inclusions.

Metalurgia 31(1979), nr. 8, p. 413–417

DC : 669.041.455 : 621.785.1

Negulici, M. : **Heat process improvement in a forge batch-type furnace by means of roof heating**

The author presents an attempt to use the roof heating of a forge batch-type furnace. Moreover, the author points out the advantages of using radiant roofs for these furnaces.

Metalurgia 31 (1979, nr. 8, p. 418–419

DC : 621.785.6 : 669.14

Munteanu, A. and *Ciobanu, I.* : **Comparison between the results obtained by calculation and the results obtained by experiments in the case of steel hardening**

The authors calculate the cooling curves for a certain product, with the help of three different methods, comparing the results obtained by calculation with the ones obtained by experiments.

The authors point out that it is the most accurate calculation which may lead to results which are the nearest to the ones experimentally obtained by the division method, the microscope analysis and the hardness test.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 8, p. 420–425

DC : 661.665.2 : 621.762.4

Nicolae, P. and *Herşcovici, P.* : **Sintered metallic carbide insertions for mining industry.**

The paper presents the way of influencing the chemical and physical properties of sintered metallic carbides with a view to obtaining certain insertions for mining industry.

The authors present several results obtained by manufacturing assimilation of certain insertions, pointing out the specific stresses which appear during the forging operation.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 426–428

INHALT

DK : 669.181 (72)

Quintero, R. : **Gegenwärtige Lage des Direktreduktionsverfahrens HYL**

In der Arbeit werden die technologischen Eigenschaften des HYL-Eisenerzdirektreduktionsverfahrens analysiert.

Zugleich werden die wirtschaftlichen Fragen dieses Verfahrens besprochen und die Eigenschaften bzw. der Anwendungsbereich des Erzeugnisses angeführt.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 381–390

DK: 669.184.244.86.001.57

Ene, S., Iacob, I. und *Ivănescu, Al.* : **Mathematisches Modell für die Festlegung des Zusammenhanges zwischen der Badtemperatur und den Kohlenstoffgehalt im Konverter während des Sauerstoffblasens**

Im Zuge der Verbesserung der bestehenden Algorithmen und der Bildung neuer Algorithmen für die Führung des Konverterprozesses, wurde ein Algorithmus ausgearbeitet für die Festlegung des Zusammenhanges zwischen den Kohlenstoffgehalt und der Badtemperatur während des Endblasens mit Sauerstoff. Es wird eine Berechnungsmethode angegeben und die Untersuchungsergebnisse in einem Stahlwerk mit LD-Konverter bekanntgemacht.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 391–392

DK: 539.42 : 669.14.018.45

Catrinoiu, C. : **Studium des Warmrisswiderstandes der Stähle 13 CN 35 und Rul 2**

Durch das Studium der Schwankung der Warmrisseigenschaften der Stähle 13 CN 35 und Rul 2 wurde der Widerstandsbereich und die minimale Zähigkeit dieser Stähle bestimmt. Durch die erhaltenen Resultate beim Einsatz dieser Stähle in verschiedenen Anlagen, können die Sicherheitskoeffizienten errechnet werden. Es wurde festgestellt dass für beide Stahlmarken bei 400°C die besten Warmrisswiderstandseigenschaften erhalten werden.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 393–395

DK: 666.966 : 539.4/.5

Spoitu, C. und *Ciucu, Victoria* : **Einfluss der Herstellungsverfahren auf die Qualität der Kathodenblöcke**

Es werden einige Betrachtungen angeführt über den Einfluss verschiedener Herstellungsphasen auf die Qualität der Kathodenblöcke. Die Gefügeeigenschaften der Blöcke sind von der Körnung und von den Misch-Press-Spritz-und Backverfahren abhängig.

Diese Gefügeeigenschaften beeinflussen die wichtigsten Charakteristiken der Kathodenblöcke und können nach den Laboruntersuchungsergebnissen geschätzt werden.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 396–398

DK: 621.743.422

Tărăşescu, M., Cohn, E., Venter, O., Ionescu, C. und *Budiul, C.* : **Beiträge zur Steigerung der Giesserei-Bindemittelqualität „Covasil"**

Es werden die Resultate der durchgeführten Studien angegeben im Zusammenhang mit der Toxizitätsüberprüfung und der Bindemittel-qualitätverbesserung durch die Beseitigung der Chromverbindungen.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 399–402

DK: 621.746.015

Ripoşan, I., Darie, D. und *Bosînceanu, S.* : **Untersuchungen über die Verbesserung der Abdichtung bei gegossenen Zylinderköpfen aus Graueisen**

Die Abdichtung der Zylinderköpfe aus Gusseisen mit Lamellengraphit kann durch Impfung verbessert werden.

Während der Modifikation werden die Gusseisen sowohl mit Impfstoffe (Ca, Mg) als auch mit Hilfsstoffe (Cu, Sn) behandelt.

Durch Behandlung und Mikrolegierung sind perlitische Gusseisen mit Lamellengraphit erhalten worden, mit verbesserten Zugwiderstands-und Härteeigenschaften.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, 1979, p. 403–407

DK: 548 : 669.13

Ştefănescu, D. M., Crăciun, St., Serachitopol, M., Leibu, M., und *Patraş, V.* : **Studium über die Kristallisierung der mit Chrom und Vanadium mittellegierten Weisseisen**

In der Arbeit wird die Kristallisierung der mit 5% Chrom und verschiedenen Mengen Vanadium legierten Weisseisen studiert und Phasendiagramme für das Vierstoffsystem Fe–C–Cr–V ausgearbeitet.

Es wurden die charakteristischen Umwandlungspunkte bestimmt und das charakteristische Gefüge für jeden Kristallisierungsbereich.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 408–412

DK: 539.219.1 : 669.14

Săbău, Teodora und *Ganovici, I.* : **Methode zur Abschätzung der NE-Einschlüsse im Stahl durch die quantitative Deutung der Norm (STAS 5949/65) mit Hilfe eines Bildprüfers Quantimet-720**

In der Arbeit werden die Bau-und Betriebsweise des automatisierten Analysators Quantimet E.T.M. beschrieben.

Durch die neue Methode wurden die Geschwindigkeit und Genauigkeit bei der Bestimmung der NE-Einschlüsse, erhöht.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 413–417

DK: 669.041.455 : 621.785.1

Negulici, M. : **Verbesserung der thermischen Prozesse in den Kammeröfen der Schmiedewerke durch Verwendung der Deckenbeheizung.**

Es werden die Versuchsergebnisse über die Deckenbeheizung der Kammeröfen der Schmiedewerke angegeben und die Vorteile der Verwendung der Strahlendecken in diesen Öfen gezeigt.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 418–419

DK: 621.785.6 : 669.14

Munteanu, Al. und *Ciobanu I.* : **Vergleich zwischen den berechneten und den experimentell erhaltenen Resultate bei der Stahlhärtung**

Es werden die Abkühlungskurven für ein bestimmtes Erzeugnis durch drei Methoden verfolgt und die erhaltenen Resultate mit den Vergleichsergebnissen verglichen.

Es wird die beste Berechnungsmethode angeführt deren Ergebnisse am besten mit den experimentell, durch Mikroskopische und Härteanalysen bestimmten Resultate übereinstimmen.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 420–425

DK: 661.665.2 : 621.762.4

Nicolae, P. und *Herşcovici, P.* : **Gesinterte Hartmetalleinschlüsse für die Bergbauindustrie**

Man beschreibt die Art in der die physischchemischen Eigenschaften der gesinterten Hartmetalleinschlüsse beeinflusst werden können um geeignete Einschlüsse für die Bergbauindustrie erhalten zu können.

Es werden zugleich einige Resultate angegeben im Zusammenhang mit der Assimilierung der Herstellung von Hartmetalleinschlüsse für den Einsatz in Bohrarbeiten.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 426–428

SOMMAIRE

CD : 669.181(72)

Quintero, R. : **État actuel du processus HYL de réduction directe du minerais de fer**

L'oeuvre présente et analyse les caractéristiques de la technologie HYL de réduction directe et passe en revue les problèmes économiques du processus. De même, on présente les utilisations et les propriétés du produit obtenu à l'aide de cette technologie, ainsi que la notion de métallisation équivalente.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 381–390

CD : 669.184.244.86.001.57

Ene, S., Iacob, I. et *Ivănescu, Al.* : **Modèle mathématique pour la détermination de la dépendance entre le carbone et la température du bain de convertisseur pendant le soufflage final d'oxygène**

On a élaboré un algorithme pour déterminer la dépendance entre le carbone et la température du bain, pendant le soufflage final d'oxygène, en considérant que l'apport de chaleur est obtenu seulement après l'oxydation du fer et du carbone. On présente la méthode de calcul et les résultats obtenus par voie expérimentale dans un aciérie à convertisseur LD.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 391–392

CD : 539.42 : 669.14.018.45

Catrinoiu, C. : **Etude de la résistance de rupture à chaud des aciers 13CN35 et Rul 2**

Par l'étude de la variation des caractéristiques mécaniques de résistance à chaud des nuances 13 CN 35 et Rul 2, on a établit exactement le domaine de résistance maximale et de ténacité minimale. A l'aide des données obtenues pendant l'utilisation de ces aciers aux installations différentes, on peut faire un choix judicieux des coefficients de sûreté. On a constaté que, pour les aciers 13 CN 35 et Rul 2 on obtient les plus grandes valeurs de la résistance de rupture à la température de 400°C.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 393–395

CD : 66.966 : 539.4/.5

Spoitu, C. et *Ciucu, Victoria* : **L'influence des processus de fabrication sur la qualité des blocs cathodiques**

On présente quelques aspects concernant l'influence des phases de fabrication sur la qualité des blocs cathodiques. Ainsi les propriétés de structure des ceux-ci sont générées par la recette granulométrique, les processus de malaxage, pressage, extrusion et de recuit. Les propriétés de structure se reflètent sur les caractéristiques les plus importantes des blocs cathodiques, qui peuvent être estimées ,,a priori'' avec une précision suffisante pour la fabrication industrielle, en employant les données de recherches de laboratoire.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 396–398

CD : 621.743.422

Tărăşescu, M., Cohn, E., Venter, O., Ionescu, C. et *Budiul, C.* : **Contributions à l'amélioration de la qualité du liant de fonderie ,,Covasil''**

L'oeuvre présente les études entreprises pour vérifier la toxicité du produit COVASIL et celles effectuées pour l'amélioration de la qualité du liant, par l'élimination des composés de chrome.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 399–402

CD : 621.746.015

Ripoşan, I., Darie, D. et *Bosînceanu, S.* : **Recherches sur l'amélioration de l'étancheité des culasses moulées en fonte grise**

On peut améliorer l'étanchéité des fontes grises à graphite lamellaire à l'aide d'un traitement de modification, en employant des éléments modificateurs (Ca, Mg) et des éléments d'appoint d'action perlitisante. Par la modification et le microalliage on a obtenu des fontes perlitiques à graphite lamellaire avec des hautes caractéristiques de résistance à la traction et de dureté.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 403–407

CD : 548 : 669.13

Ştefănescu, D. M., Crăciun, St., Serachitopol, M., Leibu, M. et *Patras, V.* : **Etude de la cristallisation des fontes blanches à alliage moyen de Cr et V**

L'oeuvre traite sur la cristallisation des fontes blanches alliées à 5% Cr et à différentes quantités de vanadium et présente un diagramme de phase pour le systéme quaternaire Fe–C–Cr–V.

Dans une première étape, on a déterminé les points de transformation caractéristiques et dans une deuxième étape, on a déterminé les structures caractéristiques pour chaque domaine de cristallisation.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 408–412

CD : 539.219.1 : 669.4

Săbău, Teodora et *Ganovici, I.* : **Méthode pour l'estimation du pointage des inclusions non-métalliques des aciers par l'interprétation quantitative du standard STAS 5949/65 à l'aide de l'analyseur d'image type Quantimet–720.**

L'oeuvre présente la construction et le fonctionnement de l'analyseur automatique d'image Quantimet – Q. T.M. Par l'application de cette méthode on a obtenu l'accroissement de la vitesse d'estimation, de la précision d'évaluation du pointage, de l'estimation du pointage moyen le plus proche de celui réel et une appréciation plus correcte du pointage aux inclusions de nature différente.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 413–417

CD : 669.041.455 : 621.785.1

Negulici, M. : **Augmentation des processus thermiques dans les fours à chambre de forge par l'utilisation du chauffage par la voûte**

On presente un essai de chauffage par la voûte des fours à chambre des ateliers de forge. On met en évidence les avantages de l'utilisation des voûtes radiantes pour ce type de fours.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 418–419

CD : 621.785, : 669.14

Munteanu, A. et *Ciobanu, I.* : **Comparaison entre les résultats obtenus par calcul et par voie expérimentale dans le cas de la trempe de l'acier**

À l'aide de trois méthodes, on a calculé les courbes de refroidissement pour un certain produit et on a comparé les résultats obtenus par calcul avec les résultats obtenus par voie expérimentale. On indique la méthode de calcul la plus correcte qui peut offrir des résultats plus rapprochés des résultats obtenus par voie expérimentale (coupe, analyse microscopique et essais de dureté).

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 420–425

CD : 661.665.2 : 621.762.4

Nicolae, P. et *Herşcovici, P.* : **Insertions en carbures métalliques frittées pour l'industrie minière**

L'oeuvre présente la manière par la quelle certaines propriétés physiques et chimiques des carbures métalliques frittées peuvent être modifiées, en vue d'obtenir des insertions pour l'industrie minière.

De même, on présente quelques résultats obtenus dans l'assimilation de la production des certaines insertions, en soulignant les sollicitations spécifiques qui apparaissent pendant l'opération de forage.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 426–428

СОДЕРЖАНИЕ

ДК : 662.181(72)

Кинтеро, Р.: **Современная стадия процесса ХИЛ для прямого восстановления железной руды**

Работа представляет и анализирует технологические характеристики ХИЛ для прямого восстановления. Также представлены экономические задачи связанные с этим процессом, употребления и свойства продукта и понятие эквивалентной металлизации.

Metalurgia 31(1979), nr. 8, p. 381–390

ДК : 669.184.244.86.001.57

Ене, С., Якоб, И. и Ивэнеску, Ал.: **Математическая модель установления зависимости между углеродом и температурой ванны из конвертора, во время конечной продувки с кислородом**

Для улучшения существуемых алгоритмов и создания других новых, для управления процессом выплавки стали в конверторе был разработан алгоритм установления зависимости между углеродом и температурой ванны, во время конечной продувки с кислородом, считая что внесение тепла получается в следствии оксидирования железа и углерода. Представляется способ расчёта и экспериментально полученные результаты на сталеплавильном заводе с конвертором ЛД.

Metalurgia 31 (1979). nr. 8, p. 391–392

ДК : 539.42 : 669.14.018.45

Катриною, К.: **Изучение сопротивления на разрыв сталей марки 13КН35 и RUL 2**

Изучением вариации механических характеристик горячего сопротивления для марок 13КН35 и RUL 2, было точно определена область максимального сопротивления и минимальная вязкость их. На основе полученных данных, в разных агрегатах, соответствующих сталей, могут быть выбраны коэффициенты безопасности. Как для 13КН35, так и для RUL 2, устанавливается что при температуре 400°С получаются самые высокие величины сопротивления на разрыв.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 393–395

ДК : 669.966 : 539.4/.5

Споиту, К. и Чюку, Виктория: **Влияние изготовительных процессов на качество катодных блоков**

Представлены некоторые аспекты, касающиеся влияния фаз изготовления на качество катодных блоков. Таким образом структурные свойства этих генерированы гранулометрическим составом, процессами смешивания, прессования и выдавливания, а также и спекания. Эти структурные свойства влияют на самые важные характеристики катодных блоков, которые могут быть ранее оценены довольно точно для промышленного производства имея в основе данные лабораторных исследований.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p 396–398

ДК : 621.743.422

Тэрэшеску, М., Кон, Е.,Вентер, О., Ионеску, К. й *Будиул, К.:* **Контрибуции на улучшение качества связывающего вещества КОВАСИЛ**

В работе представлены изучения проведенные для проверки токсичности продукта КОВАСИЛ и те которые были проведенные для улучшения качества связывающего, удалением соединений с хромом из состава продукта.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 399–402

ДК : 621.746.015

Рипошан, И., Дарие, Д. и Босынчяну, С.: **Исследования, касающиеся улучшения герметичности отлитых головок цилиндра из серого чугуна**

Герметичность серого чугуна с пластинчатым графитом может быть улучшена изменением, при чём гугуны обрабатываются, как элементами с изменяющим действием (Ca, Mg), так и вспомогательными элементами с перлитизирующим действием (Ca, Sn).

Изменением и микролегированием были получены перлитовые чугуны с пластинчатым графитом с прочностью на растяжение и повышенной твёрдостью.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 403–407

ДК : 548 : 669.13

Штефэнеску, Д. М., Крэчюн, Шт., Серакитопол, М., Лейбу, М. и Патрас, В.: **Изучение кристаллизации белых чугунов среднелегированных с хромом и ванадием**

Работа изучает кристаллизацию белых чугунов легированных с 5% С и разными количествами ванадия и намечает фазовую диафрамму для четвертичной системы Fe-C-Cr-V.

На первом этапе преследуется определение характерных точек превращения, а на втором этапе, определение характерных структур для каждой кристаллизирующей области.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p 408–412

ДК : 539.219.1 : 669.14

Сэбэу, Теодора и Ганович, М.: **Метод оценки пунктировки неметаллических включений в сталях количественной интерпретацией STAS 5949/65 с помощью анализатора изображения типа Quantimet-710**

Работа представляет конструкцию и действие автоматического анализатора изображений Quantimet-720.

Применение метода привело к повышению скорости точности, повышение оценочной точности пунктирования, оценка среднего пунктирования самого близкого к реальному и самая правильная оценка пунктирования различных видов включений.

Metalurgia 31(1979), nr. 8, p. 413–417

ДК : 669.041.455 : 621.785.1

Негулич, М.: **Улучшение термических процессов в печах камерного типа для ковки применением нагрева через свод**

В статье представлено испытание по применению нагрева через свод в печах камерного типа для ковки. Выявляется преимущество применения излучающих сводов для этих печей.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 418–419

ДК : 621.785.6 : 669.14

Мунтяну, А. и Чёбану, И.: **Сравнение между результатами полученными вычислением и теми полученными экспериментально в случае закалки стали**

В работе преследуется расчёт кривых охлаждения для одного определенного изделия тремя разными методами и сравнение результатов полученных расчётами с теми полученными экспериментально.

Уточняется какой самый правильный способ расчёта ведущий к самым близким результатам, полученными экспериментально обрезкой, микроскопическим анализом и испытанием на твёрдость.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 420–425

ДК : 661.665.2 : 621.762.4

Николае, П. и Ибершкович, П.: **Включения и синтеризируемые металлические карбиды для горнорудной промышленности**

В работе представлен способ, в котором некоторые физико-химические свойства синтеризуемых металлических карбидов могут находится под влиянием, для получения некоторых включений для горнорудной промышленности.

Также, представлены полученные результаты в ассимиляции изготовления неноторых включений, подчёркивая спецпфические нагрузки, которые появляются во время операции бурения.

Metalurgia 31 (1979), nr. 8, p. 426–428

METALURGIA 8

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA

1979

R. Quintero
Monterrey — Mexic

Stadiul actual al procedeului HYL de reducere directă a minereului de fier

CZ : 669.181

Pus la punct cu mai bine de douăzeci de ani în urmă, procedeul de reducere directă HYL, considerat ca prima încercare de utilizare la scară industrială a reducerii directe, s-a dovedit o metodă economică, eficientă şi sigură de elaborare a oţelului.

De la debutul său s-au înregistrat numeroase îmbunătăţiri. Consumul de energie a scăzut la mai puţin de 50% faţă de cifrele iniţiale, datorită inovaţiilor în domeniul proiectării instalaţiei şi a procedeului însuşi.

Ţinînd seamă de costul total al energiei, inclusiv al gazului şi electricităţii, procedeul HYL a devenit unul dintre procedeele cele mai rentabile de reducere directă.

Produsul are o stabilitate excelentă. Încercările au arătat că produsul poate fi depozitat pe o perioadă îndelungată, fără să existe riscuri de reoxidare, cu condiţia să fie rece şi acoperit. Chiar şi în aer liber, reoxidarea s-a dovedit foarte scăzută, nefiind necesare procedee de pasivizare speciale, recipiente de depozitare sau silozuri cu gaz inert. Aceste caracteristici permit expedierea pe mare în condiţii de siguranţă.

Datorită caracteristicilor statice ale stratului, în cadrul procedeului de reducere directă, mărunţirea produsului este cea mai scăzută, ceea ce permite încărcarea acestui produs mărunt în cuptorul electric, împreună cu celelalte materiale, nefiind necesară operaţia de cernere după trecerea prin instalaţia de reducere directă, ceea ce elimină costurile de sortare şi brichetare.

Procedeul a fost pus la punct în scopul utilizării raţionale a agenţilor de reducere, alţii decît gazul natural, cum ar fi cei de la reformarea păcurii sau a altor hidrocarburi, gazificarea cărbunelui şi petrolului, precum şi o tehnică complet nouă de utilizare a gazului de cocserie fără ajutorul unor instalaţii de reformare.

Produsul prezintă caracteristici excelente de utilizare la elaborarea oţelului. În afara folosirii foarte rentabile la producerea oţelului carbon, s-au pus la punct alte metode de utilizare, cum ar fi folosirea produsului în turnătoriile de pe lîngă cuptoarele electrice şi cubilouri.

Produsul obţinut prin procedeul HYL are o nouă utilizare şi anume în furnal, în cantităţi moderate, ca mijloc de sporire a productivităţii şi de reducere a consumului de cocs. Aceasta este o metodă excelentă de extindere a uzinelor integrate care includ şi furnale.

Lucrarea îşi propune să prezinte şi să analizeze caracteristicile menţionate ale tehnologiei HYL ; de asemenea se trec în revistă problemele economice puse de acest procedeu, precum şi utilizările şi proprietăţile produsului, inclusiv conceptul metalizării echivalente.

Descrierea procedeului

a) *Reformarea*

Există deja mai multe publicaţii care descriu procedeul [1], [2], trecîndu-se astfel în revistă cîteva probleme generale, accentul fiind pus pe agenţii de reducere.

În cadrul procedeului HYL se utilizează un gaz de reducere, bogat în hidrogen şi monoxid de carbon, obţinut prin diverse procedee, unul dintre ele fiind reformarea catalitică a gazului natural în amestec cu vapori de apă înainte de intrarea în instalaţia de reformare.

Deşi majoritatea instalaţiilor HYL în funcţiune sau în curs de construcţie funcţionează cu gaz natural, există şi alte materiale de alimentare pentru instalaţia de reformare, cum ar fi : propan, butan şi păcură. În Zambia se construieşte în prezent o instalaţie HYL pe bază de păcură.

Reformarea vaporilor pentru aceste materiale folosite este reprezentată prin două formule chimice :

Pentru gazul natural : $CH_4 + H_2O \rightarrow CO + 3\ H_2$

Pentru păcură : $C_7H_{16} + 7H_2O \rightarrow 7CO + 15H_2$

Aceste reacţii sînt endoterme, necesitînd astfel căldură şi un catalizator pe bază de nichel.

În cadrul operaţiilor industriale, se utilizează vapori în exces faţă de necesarul stoichiometric sus-menţionat, în vederea împiedicării formării negrului de fum şi a prelungirii duratei catalizatorului. Operaţia de reformare este reprezentată prin următoarele ecuaţii :

Reformarea gazului natural :

$$CH_4 + 2{,}4\,H_2O \rightarrow 0{,}62\ CO + 0{,}38\ CO_2 + 3{,}38 H_2 + 1{,}02\ H_2O$$

Reformarea păcurii :

$$C_7H_{16} + 16{,}8\ H_2O \rightarrow 4{,}6\ CO + 2{,}4\ CO_2 + 17{,}4\ H_2 + 7{,}4\ H_2O$$

Vaporii de apă sînt eliminaţi din aceste gaze, rezultînd un gaz reducător, foarte activ, bogat în hidrogen.

Instalaţia de reformare, potrivit acestui procedeu, este compusă dintr-o serie de ţevi din oţel inoxidabil, umplute cu catalizator de nichel şi încălzite la exterior prin arderea gazelor reziduale utilizate drept combustibil în vederea recuperării căldurii sale latente. Se poate utiliza o gamă largă de compoziţii chimice ale gazului. Gazul trece printr-un desulfurator amplasat la intrarea în instalaţie, permiţînd folosirea unui gaz cu un conţinut ridicat de sulf.

Alte surse :

Experienţa industrială prezentă se bazează, în cea mai mare măsură, pe reformarea cu vapori de apă a gazului natural. În ultimii ani costul gazului natural a crescut considerabil, ceea ce a dus la tendinţa de cercetare a altor surse posibile de producere a gazului de reducere. S-au obţinut astfel două surse posibile :

— gazificarea cărbunelui ;

— oxidarea parţială a păcurii.

Oricare din procedeele industriale de gazificare sau oxidare parţială se poate adapta la o instalaţie HYL.

O a treia soluţie este un sistem complet nou, pus la punct pe baza unor studii de engineering, privind o instalaţie pilot şi programe de încercare pe scară industrială. Noul sistem presupune reducerea cu gaz de cocserie fără reformare. Conform acestui nou sistem, gazul care vine direct de la cuptoarele de cocsificare, după purificare şi desulfurare, este transformat în instalaţiile de reducere. Cea mai mare parte din metanul conţinut în acest gaz (22—25%) este reformată în etapele succesive de reducere, caracteristice procedeului HYL. Metanul nereformat din gazele reziduale rămîne ca element util la refolosirea lor. Ca urmare nu este necesară completarea noului gaz pentru îmbunătăţirea sa în vederea utilizării lui pentru ardere. Investiţiile totale pentru acest nou sistem sînt de asemenea reduse, în comparaţie cu o instalaţie convenţională de reducere directă.

b) *Reducerea*

Instalaţia HYL este compusă dintr-o serie de patru reactoare, dintre care trei în funcţiune, iar al patrulea este utilizat la operaţii de încărcare şi descărcare, după cum reiese din figura 1.

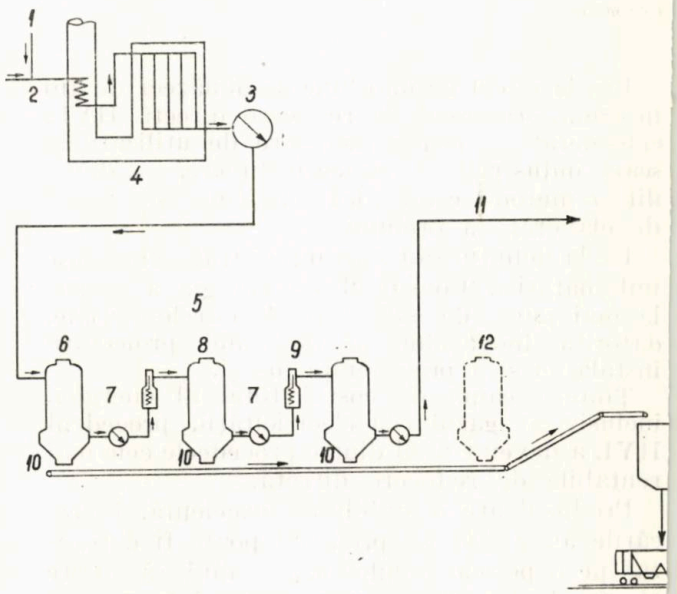


Fig. 1. Schema procedeului HYL :
1 — aburi ; *2* — gaz ; *3* — turn de răcire ; *4* — reformer ; *5* — reactoare ; *6* — răcire ; *7* — preîncălzire de gaz ; *8* — reducere principală ; *9* — reducere iniţială ; *10* — eliminare de H_2O ; *11* — combustibil gazos ; *12* — încărcare şi descărcare ;

Reducerea minereului se realizează în două etape, cea de-a treia fiind destinată răcirii şi carburării ; fiecare etapă durează circa 3 h.

În prima etapă este vorba de încălzirea şi reducerea iniţială pentru materialele proaspăt încărcate, în această etapă avînd loc prima parte a reducerii. În etapa a doua are loc reducerea principală, iar în a treia se realizează gradul final de metalizare, depunerea carbonului, precum şi răcirea produsului, astfel încît să se obţină un produs stabil care să fie depozitat sau transportat direct la oţelărie. Produsul este evacuat din cel de-al patrulea reactor care este apoi încărcat cu materialul proaspăt asigurîndu-se astfel un timp liber care poate f folosit, la nevoie, pentru mici reparaţii.

Un sistem de supape permite reactoarelo să fie conectate în orice ordine, astfel încî

oricare dintre reactoare se află în etapa adecvată. Gazul reducător se dirijează în contracurent față de fluxul de minereu de fier, deoarece noul gaz este utilizat în primul rînd în reactorul aflat în faza de răcire înainte de a fi descărcat, apoi se îndreaptă spre reactorul din faza de reducere principală iar, în final, trece prin reactorul care tocmai a fost încărcat și se află în etapa de reducere inițială.

Înainte de intrarea în reactor, în etapa de reducere, gazul reducător este mai întîi încălzit într-un preîncălzitor și este supraîncălzit în camera de ardere a reactorului, prin arderea hidrocarburilor nereformate reziduale, prin injectarea unei cantități mici de aer.

Deoarece în reacția de reducere se formează apa, gazul de reducere este răcit la ieșirea din reactor în vederea eliminării ei.

Gazul rezidual este utilizat pentru asigurarea necesarului de căldură pentru instalația de reformare și pentru cuptoarele de preîncălzire. Gazele arse evacuate din instalația de reformare sînt utilizate pentru producerea vaporilor necesari în cadrul procedeului și pentru alimentarea unei instalații cu o turbină cu aburi care reduce sau chiar elimină necesarul de energie electrică.

Temperatura de reducere la procedeul HYL este cea maximă posibilă, compatibilă cu starea solidă a minereului, atingînd valori de peste 1 000°C. Această temperatură de reducere, cea mai ridicată dintre temperaturile procedeelor de reducere directă existente, duce la creșterea eficienței reducerii unui gaz bogat în hidrogen. Un alt avantaj foarte important al unei astfel de temperaturi ridicate constă în aceea că produsul, odată răcit și descărcat, este mai stabil decît produsul redus la o temperatură mai mică.

c) *Depunerea carbonului*

Depunerile de carbon în timpul fazei de răcire și în special în perioada în care temperatura produsului trece printr-o perioadă de carburare au loc în jurul valorii de 550°C. La această temperatură, carbonul se depune sub formă de Fe_3C, formînd o „manta de cementită", care, printre alte avantaje, protejează produsul împotriva reoxidării. Controlul conținutului de carbon poate fi obținut prin verificarea vitezei de răcire în timpul în care temperatura trece prin perioada de carburare. Dacă este necesar un control suplimentar al carbonului, mai ales pentru conținuturi foarte scăzute, instalația poate fi dotată cu o aparatură specială prin utilizarea căreia se permite răcirea produsului în afara graficului obișnuit, prin controlul compoziției gazului de răcire, la orice nivel de carbon dorit. Concentrația carbonului este de asemenea importantă, iar în buretele de fier tip HYL există carbon cementitic în proporție de peste 95%, concentrat în special în stratul exterior. Circa 80% din depunerile de carbon sînt concentrate în stratul exterior de aproximativ 2 mm, după cum reiese din figura 2.

O instalație HYL poate asigura cu precizie carburarea produsului între 1,0 și 2,5%, independent de metalizare.

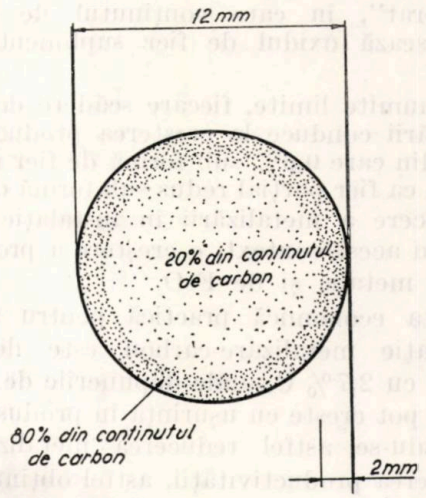


Fig. 2. Distribuția carbonului în buretele de fier HYL

Instalațiile HYL

a) *Capacitatea*

Instalațiile HYL au capacități de 100—850 mii t pe an de produs obținut în instalații cu un singur modul și capacități duble sau triple la instalații cu două sau trei module.

Capacitățile de bază ale instalațiilor cu un singur modul sînt de 100; 300; 525; 650 și 800 mii t/an. Aceste capacități de bază pot fi oarecum modificate pentru a satisface cerințele beneficiarului.

Cea mai recentă instalație, de la Puebla Mexic, a intrat în funcțiune în luna mai 1977, avînd o producție anuală de 700 mii t, care depășește cu mult capacitatea proiectată.

b) *Metalizarea și productivitatea*

Metalizarea fiind funcție de durata contactului dintre gaz și minereul de fier, nivelul metalizării poate varia după dorință, prin controlarea duratei ciclului. O instalație HYL poate funcționa satisfăcător între 83 și 94%, producînd un burete de fier „echilibrat".

Diferența de metalizare de 2—3% de la partea inferioară la partea superioadă a reactorului este redusă la mai puțin de 1% după descărcarea reactorului, datorită amestecării materialului la descărcare.

Productivitatea instalației HYL este direct legată de metalizare. Toate instalațiile sînt proiectate și garantate pentru o metalizare de 90% (conform procedeului HYL metalizarea se măsoară pe baza metodei cu clorură de mercur, care asigură o valoare cu 2% mai mică decît cea obținută prin metoda cu brom-meta-

nol). O scădere a metalizării se realizează printr-o reducere a duratei ciclului, care se reflectă printr-o creștere a productivității.O astfel de reducere a metalizării este avantajoasă dacă depunerile de carbon pot fi sporite, astfel încît să se producă un burete de fier „echilibrat", în care conținutul de carbon compensează oxidul de fier suplimentar din produs.

În anumite limite, fiecare scădere de 1% a metalizării conduce la creșterea producției cu 1,8%, din care 0,6% sub formă de fier metalic și 1,2% ca fier parțial redus sub formă de FeO. O reducere a metalizării în instalație reprezintă, în acest context, o creștere a producției de fier metalic și de FeO.

Limita economică practică pentru această combinație metalizare-carbon este de circa 82% M cu 2,7% C, unde depunerile de carbon nu mai pot crește cu ușurință în produs, nevalorificîndu-se astfel reducerea metalizării.

Creșterea productivității, astfel obținută, reprezintă o reducere a costurilor de funcționare (fixe și variabile) în aceeași proporție cu creșterea producției, deoarece instalația va funcționa cu același consum total de gaz, de energie, de forță de muncă, de costuri financiare. Acest lucru se poate vedea în tabelul 1, care prezintă costurile tipice ale instalației Hylsa-2P, în al doilea semestru al anului 1977.

c) *Necesarul de energie*

Necesarul de energie într-o instalație HYL a înregistrat variații în timp, în funcție de cheltuielile impuse de procedeu. La începutul punerii la punct a procedeului, în instalația din „prima generație", construită în urmă cu douăzeci ani și aflată încă în funcțiune, cantitățile de gaz disponibile și prețurile gazului nu justificau construirea unor cuptoare de mare eficiență sau a unei instalații de recuperare a căldurii suplimentare. Odată cu costurile crescinde ale surselor de energie, s-au introdus unele echipamente eficiente în vederea reducerii la minimum a consumurilor de gaz.

Concepția instalației HYL este suficient de flexibilă ca să se adapteze la „structura prețurilor energiei" dintr-o anumită regiune sau țară. Se poate alege o soluție de înlocuire între energia termică și cea electrică în vederea reducerii, din punct de vedere al costurilor, necesarului total de energie. Această flexibilitate este o caracteristică specifică a instalației HYL și, în special, a instalației 2P de la Puebla, exemplu tipic în ceea ce privește această concepție.

Tabelul 1

Costuri înregistrate pe instalația 2P de la Puebla (societatea Hylsa) (al doilea semestru al anului 1977)

	Funcționare cu metalizare de 85%			Funcționare cu metalizare de 90%	
	Costul instalației, $	Cantitatea pe tona de produse	Costul, $	Cantitatea pe tona de produse	Costul, $
Pelete oxidice/t de produs	33,50	1,32	44,20	1,35	45,30
Costuri de funcționare :					
— gaz natural (Nm^3/M t)	0,0119	382	4,55	414	5,00
— energie electrică (kWh/M t)	0,016	0	—	0	—
— apă (m^3/M t)	0,010	1,85	0,02	2,02	0,02
— forță de muncă					
funcționare (om h/t)	1,50	0,12	0,18	0,13	0,20
întreținere (om h/t)	1,50	0,14	0,21	0,15	0,23
— supraveghere și diverse			0,24		0,26
— materiale și piese de schimb			0,90		0,99
Costuri totale de funcționare :			6,10		6,70
Amortisment (20 ani)			4,00		4,40
Costul total pe tonă de produs			54,30		56,30
Corecții datorate unei cantități mai mici de fier vechi utilizate și unei producții suplimentare de 9% la un procent de metalizare de 85% (1)					
Îmbunătățire prin reducerea fierului vechi (cumpărat) utilizat în încărcătură și prin creșterea producției de burete de fier	85,00	0,079 (2)	−6,70		
Costul peletelor oxidice pentru o producție suplimentară de 9%	33,50	0,120 (3)	+4,00		
Costul echivalent al buretelui de fier			51,60		56,30

Obs.:

(1) În cazul unei combinații între instalația HYL și oțelărie, funcționarea cu metalizare de 85% față de 90% permite o producție de burete de fier cu 9% mai ridicată, ceea ce duce la o reducere a cantității de deșeuri cumpărate din exterior

(2) 9% din producția suplimentară de burete de fier are 0,09 × 0,88 = 0,079 unități de fier

(3) 9% din producția suplimentară de burete de fier necesită 0,09 × 0,32 = 0,120 t de pelete oxidice

Cînd energia termică este relativ ieftină, iar cea electrică este scumpă, instalaţia este concepută ca să producă necesarul de energie propriu din aburi obţinuţi de secţia de reformare. Acesta este cazul noii instalaţii de la Puebla, unde consumul de energie termică este de 380 Nm^3 gaz natural pe tonă de produs, ceea ce echivalează cu 3,4 Gcal. Instalaţia nu numai că îşi furnizează singură energia electrică necesară, dar şi exportă un surplus de circa 2,5 MW la alte instalaţii ca şi un surplus de aburi pentru alţi consumatori din cadrul oţelăriei.

Dacă se utilizează circa 70 kWh/t energie electrică externă consumul de gaz în condiţii similare poate fi redus cu circa 0,2 Gcal/t sau la 3,2 Gcal/t, cu o uşoară creştere a investiţiilor iniţiale.

Se poate stabili şi un raport între investiţii şi costurile de producţie. Acolo unde gazul este scump, ca în Europa şi Japonia, instalaţia poate fi dotată cu instalaţii suplimentare pentru recuperarea căldurii cu o uşoară creştere a investiţiilor iniţiale, pentru reducerea în continuare a consumului de energie cu aproximativ 0,6 Gcal/t, adică la 2,6 Gcal/t, cu un aport de energie electrică de circa 80 kWh/t. Acest raport între energia de intrare şi costurile de investiţii este reprezentat în tabelul 2.

Tabelul 2

Consum de energie la o instalaţie HYL

	Pentru gaz ieftin,		Pentru gaz scump,	
	Gcal/t	kWh/t	Gcal/t	kWh/t
Satisfacerea necesarului de energie electrică prin mijloace proprii	3,4	0	2,8	0
Utilizarea energiei electrice obţinute din exterior	3,2	70	2,6	80
Acţionarea majorităţii echipamentului prin turbine cu aburi	3,6	10	3,0	10

d) *Materii prime*

Societatea HYL funcţionează cu succes de peste douăzeci de ani, acumulînd experienţa unor instalaţii de peste 60 de ani, instalaţii care utilizează diferite tipuri de materii prime.

Timp de 13 ani, instalaţiile HYL au funcţionat cu succes numai cu minereu în bulgări. În 1970, odată cu montarea instalaţiei de peletizare proprie, societatea Hylsa a început să utilizeze pelete.

Utilizarea peletelor, din care o bună parte a sterilului minereului de fier a fost eliminată, poate reprezenta economii însemnate la consumul de energie, atît în instalaţia de reducere directă, cît şi în cuptorul electric şi mai ales aici unde cerinţele de energie cresc rapid odată cu cantitatea de steril.

Avantajul utilizării peletelor faţă de cea a minereului în bulgări depinde de conţinutul de steril şi reprezintă întotdeauna o problemă de rentabilitate.

Există unele minereuri în bulgări cu steril puţin, asemănător cu peletele şi, în asemenea cazuri, se pot obţine rezultate similare cu oricare material de alimentare atît în instalaţia de reducere directă, cît şi în oţelărie. Acesta este cazul instalaţiei HYL de la Usiba din Brazilia, intrată în funcţiune în ultima parte a anului 1977.

La societatea Hylsa s-au realizat mai multe teste legate de funcţionarea instalaţiei cu o combinaţie de minereuri în bulgări şi pelete. Cînd se utilizează un minereu în bulgări cu puţin steril (4%), productivitatea nu este afectată; dacă conţinutul de gangă este ridicat (10%), productivitatea ar putea să scadă cu 10—12%, pentru un minereu sortat şi cu o compoziţie chimică constantă. Pentru o combinaţie de minereuri în bulgări şi pelete, productivitatea scade într-un mod brusc, adică mai puţin liniar (fig. 3).

Dat fiind că în cadrul instalaţiei HYL gazul reducător nu este recirculat la instalaţia de reformare după ce a trecut prin minereul de fier, se acceptă o cantitate mai mare de sulf în materialul de alimentare, deoarece acest sulf nu va fi trimis înapoi către instalaţia de reformare, neexistînd nici un pericol de otrăvire a catalizatorului.

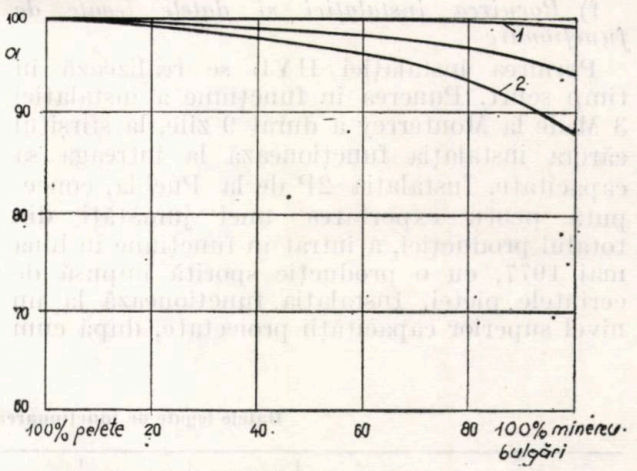


Fig. 3. Influenţa utilizării minereului în bulgări asupra productivităţii (curbe caracteristice):

1 — minereu în bulgări cu steril scăzut (4%); *2* — minereu în bulgări cu steril ridicat (10%); *a* — productivitate, %

e) *Gradul de utilizare a instalaţiei*

Datorită caracteristicilor procedeului HYL, instalaţia prezintă o mare fiabilitate. Se realizează un timp total de 90% şi chiar peste 95%, ca urmare a următoarelor avantaje principale:

— Funcţionarea uniformă a instalaţiei de reformare. Reformatorul funcţionează constant în tot timpul anului;

temperaturile, presiunile și debitele nu trebuie variate în timp. Dat fiind faptul că gazul de reducere nu se recirculează prin instalația de reformare, se obține o durată mai lungă de funcționare a tuburilor și a catalizatorului. Fiabilitatea caracteristică a secției de reformare se ridică la peste 98%.

— Patul fix. Deoarece nu sînt materiale mobile în reactoarele de reducere, există puține posibilități de oprire.

— Timpul liber pentru întreținere. În timpul perioadelor de reducere numai trei reactoare sînt în flux, iar unul este separat pentru a fi încărcat sau descărcat. Aceste operații de încărcare și descărcare nu durează mai mult de 1,5 h și astfel de două ori pe zi există timp disponibil pentru mici reparații de 3 h la cuptoarele de preîncălzire a gazului și la răcitoarele de gaz și de 1,5 h la reactoarele de reducere.

Aceasta asigură o întreținere eficientă zilnică, ducînd la reducerea întîrzierilor din cauze mecanice, înregistrate la instalații.

— Posibilitatea funcționării cu numai trei reactoare. Cînd unul dintre componentele instalației de reducere (cuptorul de preîncălzire a gazului, reactorul și răcitoarele de gaz) necesită reparații care durează mai mult decît timpul de întreținere menționat, aceasta poate fi scoasă din flux, instalația funcționînd cu trei reactoare. Capacitatea se reduce astfel doar cu 15%.

f) *Pornirea instalației și datele legate de funcționare*

Pornirea instalației HYL se realizează în timp scurt. Punerea în funcțiune a instalației 3 M de la Monterrey a durat 9 zile, la sfîrșitul cărora instalația funcționează la întreaga sa capacitate. Instalația 2P de la Puebla, concepută pentru exportarea unei jumătăți din totalul producției, a intrat în funcțiune în luna mai 1977, cu o producție sporită impusă de cerințele pieței. Instalația funcționează la un nivel superior capacității proiectate, după cum reiese din tabelul 3 care prezintă cifrele de producție în anul 1977.

În general se poate afirma că toate instalațiile în prezent în funcțiune au realizat și chiar au depășit capacitățile planificate.

Instalația 1 M de la Monterrey, din prima generație de instalații, construită în 1957, funcționează de peste douăzeci de ani avînd și în prezent o eficiență de 26% peste capacitatea sa.

Produsul HYL

a) *Caracteristicile*

Caracteristicile generale ale produsului HYL DRI sînt următoarele:

— metalizarea, care reprezintă raportul dintre Fe metalic și conținutul total de Fe. Acest parametru este controlat după dorință de la 83 la 94%;

— conținutul de carbon din produsul HYL controlat cu precizie de la 1,0 la 2,5%, sub formă de cementită (peste 95%) și concentrat în stratul exterior;

— metalizarea echivalentă, reprezentată de metalizarea propriu-zisă plus puterea de metalizare a carbonului, poate fi determinată de expresia M + 6 (%C). Aceasta se poate controla între 88 și 109%. Pentru fabricarea oțelului carbon, valoarea optimă este de 98—99%;

— conținutul de steril depinde de compoziția materialului de alimentare. Peletele au un conținut scăzut de steril (cifrele caracteristice sînt de 6% la produsul finit pentru pelete și de 10—15% pentru minereul în bulgări). Cînd se utilizează peletele, se recomandă lianții din oxid de calciu în locul lianților acizi, în vederea reducerii necesarului de energie din oțelărie (este necesar un adaos mai redus de oxid de calciu în cuptor);

— analiza granulometrică depinde de friabilitatea materiilor prime de alimentare. În general, datorită caracteristicilor stratului static al procedeului HYL, cantitatea de material

Tabelul 3

Datele legate de funcționarea instalației 2 P HYL de la Puebla

	mai	iunie	iulie	august	septembrie	octombrie	noiembrie	decembrie	media pe al 2-lea semestru
Producția medie zilnică pe zile planificate (t)	1,342	1,516	1,558	1,737	1,752	1,700	1,781	1,787	1,719
Metalizarea (%)	83,6	85,6	85,8	84,8	87,1	86,3	86,5	86,2	86,1
Capacitatea instalației la un anumit nivel de metalizare (t/zi)	1,742	1,680	1,675	1,706	1,635	1,660	1,654	1,663	1,665
Producție, %/capacitate	77,0	90,2	93,0	101,8	107,2	102,4	107,7	107,5	103,3
Consum de gaz (Nm^3/M t)									
Real	461	432	406	392	391	376		392	390
Reglat pentru metalizare de 85%	472	427	400	393	376	367	376	383	382
Conținuturi de carbon (%)	2,46	2,49	2,68	2,61	2,58	2,44	2,52	2,57	2,56

fin produs în instalaţie este minimă, aproximativ o treime din materialul fin produs în cadrul unui procedeu cu strat mobil, cu acelaşi material de alimentare. Cantitatea de material fin de 3 mm este 2—3% pentru pelete de calitate bună folosite ca materie primă.

La societatea Hylsa, această cifră este de circa 2,5%. Analiza granulometrică a buretelui de fier realizat din pelete Alzada este prezentată în tabelul 4. Producerea materialului mărunt în cadrul procedeului HYL nu depinde de gradul de metalizare.

Tabelul 4

Analize tipice ale buretelui de fier HYL pentru două grade de metalizare

Chimic		
Metalizare	85,0%	90,0%
Metalizare echivalentă	98,0%	98,0%
Conţinut total de fier	87,9%	89,9%
Steril	4,2%	4,3%
Oxid de Ca (adăugat)	1,9%	1,9%
Oxigen	3,8%	2,6%
Carbon	2,2%	1,3%
Fizic		
Greutate volumetrică	1,6 t/m³	
Densitate aparentă	2,6 t/m³	
Rezistenţă la compresiune	50 kg	
Grade :	+3/4"	1%
— 3/4"	+1/2"	60%
— 1/2"	+1/4"	32,5%
— 1/4"	+1/8"	3,5%
— 1/8"	+ 28 mesh	2,0%
— 28 mesh		1,0%

Deoarece producerea materialului mărunt este minimă, operaţiile de cernere şi brichetare nu sînt necesare. Buretele de fier astfel produs poate fi introdus direct în cuptorul electric fără operaţii de cernere. Aceasta duce la reducerea timpului, energiei şi instalaţiilor necesare pentru brichetarea măruntului;

— proprietăţile fizice depind de caracteristicile fizice ale materiei prime. În general, pentru pelete de bună calitate, indicele de rezistenţă la tobă trebuie să fie sub 5%, rezistenţa fizică tipică a materialului redus este de 1/5—1/6 din cea a peletelor oxidice respective.

b) *Stabilitatea*

Acest subiect a fost expus în cîteva publicaţii [3], [4].

În general se poate spune că peletele HYL DRI sînt produse stabile cînd sînt reci şi uscate. După ce materialul este descărcat din instalaţie nu mai este necesar nici un proces de pasivare. Umiditatea ambiantă nu afectează materialul, dar contactul direct cu apa trebuie evitat.

Numeroase programe de încercare efectuate în vederea determinării stabilităţii produsului demonstrează că dacă este uscat, depozitat în spaţiu deschis şi la o temperatură iniţială sub 150°C, produsul nu se va reoxida şi temperatura nu va creşte, ci se va răci încetul cu încetul la temperatura ambiantă. Pe de altă parte, dacă temperatura materialului este foarte ridicată, peste 200°C, materialul tinde să se reoxideze odată cu creşterea temperaturii, ceea ce va accelera reacţia şi va propaga oxidarea în restul materialului. La temperaturi intermediare între 150 şi 200°C, materialul se poate sau nu reoxida sau poate propaga reoxidarea, în funcţie de alţi factori cum ar fi umiditatea ambiantă, fluxul de aer, calitatea, tipul de minereu, temperatura materialului din jur. La temperaturi sub 100°C şi preferabil sub 90°C, produsul nu se va reoxida, indiferent de modul în care este depozitat.

Întregul produs trebuie să aibă temperaturi inferioare acestei valori, înainte de expediere spre locul de depozitare, atunci cînd produsul trebuie depozitat pentru o perioadă mai lungă de timp.

Condiţiile de siguranţă recomandă o temperatură de depozitare de 65—70°C. S-au efectuat şi alte încercări în vederea determinării stabilităţii buretelui de fier HYL, depozitat în aer liber. Ultimele încercări au fost efectuate la sfîrşitul anului 1977.

Unul dintre testele cele mai semnificative este descărcarea în mai multe straturi alternative pentru a forma o stivă de 6 m înălţime de produs HYL DRI. O serie de termocupluri puse în interiorul stivei arată variaţia temperaturii în diferite puncte şi la diferite niveluri. Stiva, odată formată, conţine burete de fier la diferite temperaturi cu un maximum de 75°C.

Valorile înregistrate pe termocupluri scad treptat, în ciuda ploii care a căzut în cele 52 de zile de încercare. După cîteva zile nu s-au mai înregistrat schimbări de temperatură, ajungîndu-se la temperatura ambiantă. Stiva a fost recuperată, iar probele au fost prelevate pentru analiza gradului de metalizare. Nu s-a observat nici o scădere importantă a metalizării, cu excepţia stratului extern unde există o pierdere a metalizării de 5—10%. Pierderea medie a metalizării întregii stive a fost calculată la 0,8%.

Dacă testele indică o bună stabilitate chiar în condiţii de depozitare în aer liber, nu este indicat să se depoziteze produsul în aceste condiţii, în special din cauza posibilităţii udării produsului prin expunere la ploaie, ceea ce poate afecta funcţionarea cuptorului electric.

c) *Posibilităţile de transport*

Produsul HYL DRI poate fi transportat cu terenul, cu camionul sau cu vaporul. Peste 700 mii t au fost deja transportate cu diferite mijloace : cu vaporul între Brazilia şi Europa ; cu trenul între Mexic şi S.U.A. şi în interiorul Mexicului ; cu camionul în Mexic şi Brazilia.

Alte publicații [5], [6] descriu în detaliu experiențele din domeniul transportului. HYL posedă o experiență vastă în această privință.

Utilizarea produsului

a) *Fabricarea oțelului*

Produsul HYL DRI a fost folosit în special pentru obținerea oțelului carbon, pentru produse plate și profilate pentru ambutisare adîncă și foarte adîncă. S-au produs peste 12 mil. t HYL DRI, din care s-au obținut peste 18 mil. t de oțel; dintre acestea peste 10 mil. t au fost destinate produselor plate.

Peste 600 mii t din producția HYL DRI au fost vîndute unor producători neintegrați de oțel din Brazilia, Spania, Italia, S.U.A. și Mexic.

Timp de peste 20 de ani, ca producător de oțel, societatea Hylsa, o societate integrată mexicană care a pus la punct procedeul HYL, a elaborat diverse tehnici și practici de funcționare pentru obținerea avantajelor maxime care derivă din utilizarea buretelui de fier.

b) *Metalizarea echivalentă*

Unele publicații mai vechi au descris în detaliu practicile din oțelărie [7], [8]. Cel mai important concept al acestor tehnici se bazează pe compoziția produsului HYL DRI în care conținutul de carbon al buretelui de fier, mai ales sub formă de cementită, poate fi considerat ca agent reducător în cuptorul electric pentru reducerea restului de FeO din buretele de fier.

În laborator și la scară industrială s-a demonstrat că, în timpul topirii în cuptorul electric, carbonul reacționează cu oxigenul rămas în buretele de fier în vederea producerii CO și unei mici părți de CO_2. De fapt, reacția care reprezintă cel mai bine reacțiile efective din cuptor este următoarea:

$$Fe_3C + 1{,}14\,FeO \rightarrow 4{,}14\,Fe + 0{,}86\,CO + 0{,}14\,CO_2$$

Din această reacție se poate observa că 1 mol de carbon reduce 1,14 moli de fier din FeO sau

$$1\text{ kg de carbon reduce } \frac{1{,}14 \times 55{,}85}{12} = 5{,}32\text{ kg}$$

de Fe din FeO, care se exprimă ca procentaj de greutate a produsului brut, cu un conținut de fier de circa 88 sau 89%, adică 1% carbon reduce

$$\frac{5{,}32}{0{,}88} \approx 6\%$$

din conținutul de fier din buretele de fier.

„Puterea de metalizare" a carbonului conduce la termenul de „metalizare echivalentă", ceea ce reprezintă metalizarea convențională plus de șase ori procentajul de carbon din buretele de fier sau exprimată ca ecuație:

$$\%\text{ metalizare echivalentă} = \%\text{ metalizare} + 6(\%\text{ carbon})$$

Cînd metalizarea echivalentă scade la 98—99%, buretele de fier este „echilibrat". Aceasta înseamnă că are suficient carbon ca să reducă oxizii rămași în buretele de fier, lăsînd doar FeO necesar pentru o zgură bună și asigurînd conținutul de carbon necesar în baie conform cu prima analiză. O metalizare echivalentă mai scăzută indică un exces de FeO care necesită un adaos de carbon în cuptorul electric și o eficiență de utilizare redusă de carbon în asemenea operații. O metalizare echivalentă mai mare indică faptul că trebuie adăugate pelete oxidice în cuptor, ceea ce implică costuri ridicate și diverse probleme legate de funcționare.

Un burete de fier cu metalizare de 90% și 1,5% C este un burete de fier „echilibrat", comparabil cu un produs cu 85% metalizare și 2,3% carbon; în momentul în care intră în oțelărie ele sînt echivalente.

c) *Considerații practice asupra topirii buretelui de fier*

Instalațiile HYL sînt garantate pentru o metalizare minimă de 90%. Cu toate acestea a fost experimentată funcționarea instalației HYL la grade mai mici de metalizare, iar cînd se utilizează o practică de funcționare adecvată se obțin avantaje economice care pot fi rezumate după cum urmează [8]:

În instalația de reducere directă

— o creștere a producției de 9%, care duce la economii la costurile de funcționare.

În oțelărie

— formarea de CO și CO_2 care duce la o acțiune puternică de fierbere, la o uniformitate ridicată și la o puritate mare a oțelului;

— realizarea unei eficiențe termice ridicate a cuptorului, datorită zgurei izolatoare sub formă de spumă. Această creștere a eficienței compensează energia suplimentară teoretic necesară pentru completarea reducerii în cuptor. Astfel, energia necesară pentru topirea buretelui de fier cu metalizare de 90% și 1,5% C este aproape aceeași ca pentru buretele de fier cu metalizare de 85% și 2,3% C. De fapt, în funcție de dimensiunea cuptorului și de practica de topire, energia necesară pentru buretele de fier cu o metalizare redusă poate fi numai de 0—2 kWh/tonă, mai mare pentru fiecare 1% scădere a metalizării, în loc de cantitatea de 7 kWh/t, teoretic necesară pentru 70% burete de fier din încărcătură;

— o permeabilitate mai bună a buretelui de fier introdus continuu, datorită densității mici a zgurei sub formă de spumă;

— o durabilitate mai mare a materialului refractar datorită protejării peretelui și bolții împotriva radiațiilor arcului de către zgura spumoasă;

— o scoatere mai mare din încărcătură datorită unei temperaturi mai scăzute a suprafeței oglindă a băii metalice, care duce la redu-

cerea pierderilor prin evaporare. În figura 4 se prezintă o scoatere tipică, funcție de procentajul de burete de fier din încărcătură;

— consum mai scăzut de electrozi datorită formării de CO în jurul electrozilor ceea ce reduce posibilitatea oxidării suprafeței sale cilindrice;

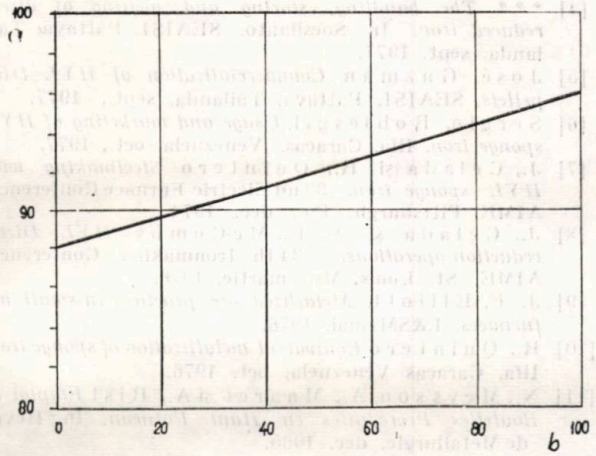


Fig. 4. Scoaterea în funcție de buretele de fier din încărcătură:
a — scoatere de oțel lichid; *b* — procentul de burete de fier în încărcătură

— permite utilizarea fontei la nivelul UHP datorită unei radiații mai scăzute către perete, reducîndu-se astfel durata de elaborare;

— permite utilizarea alimentării continue a buretelui de fier pe o durată mai mare de timp, deoarece suprafața băii acoperită de zgură nu radiază prea mult spre boltă și pereți. Aceasta permite suprapunerea topirii cu perioadele de afinare, scurtînd astfel durata de elaborare.

O analiză completă a fost făcută de J. Celada într-o prezentare tehnică anterioară [8].

d) *Alte utilizări ale produsului HYL DRI*

Pentru 100 mii t de produse vîndute clienților din Mexic au fost utilizate în alte tipuri de cuptoare pentru alte aplicații, cum ar fi:

— în cuptoare electrice, pentru fabricarea fontei cu grafit nodular, a fontei maleabile și a fontei turnate cu carbon între 2,3 și 3,8%;

— în cubilouri, pentru fabricarea fontei cenușii cu carbon între 3,0 și 3,5%.

Experiența în asemenea turnătorii a fost excelentă, obținîndu-se reduceri considerabile de prețuri și creșteri ale productivității. Producția de fontă și fontă nodulară în cuptoarele electrice a dus la creșterea conținutului de burete de fier de la 15 la 40%; în cazul utilizării în cubilouri mici creșterea a fost de pînă la 20%, cu un conținut de burete de fier de pînă la 50% în încărcătură. Economia rezultată a fost deosebit de atrăgătoare, ținînd seamă de costurile deșeurilor folosite în astfel de scopuri.

Buretele de fier HYL mai poate fi utilizat ca material de alimentare pentru furnal. În cadrul unui program încheiat în 1978, peste 40 mii t de burete de fier au fost utilizate în încărcătura unui furnal de la Altos Hornos de México, S.A. cel mai mare Combinat din Mexic, în vederea creșterii productivității și reducerii consumului specific de cocs. Produsul a fost introdus în proporție de 15,25 și 35% din totalul încărcăturii alcătuite din minereu în bulgări, aglomerat, pelete oxidice și burete de fier. Rezultatele au fost excelente, depășind pe cele publicate care tratau despre încercările realizate în alte țări [11], [12].

Creșterea productivității atinge cifre de peste 30%, iar consumul specific de cocs a scăzut în aceeași proporție.

Teste la scară redusă s-au întreprins și în convertizoarele cu oxigen, utilizînd burete de fier ca înlocuitor al fierului vechi, ca încărcătură de răcire. Produsul a fost încercat în proporție de 24% din totalul încărcăturii.

Un nou program de încercări la scară industrială se va pune în curînd în practică la Altos Hornos de México, S.A.

Aceste noi aplicații, ca și utilizarea gazului de cocserie, ca sursă de energie pentru instalațiile HYL, sînt considerate ca mijloacele cele mai eficace în viitor de extindere a uzinelor integrate care posedă furnale și cocserii, asigurînd o integrare deplină la combinate.

Concluzii

Tehnologia HYL din anul 1978 poate fi rezumată astfel:

a) Capacitățile instalațiilor de la 100 la 800 mii t/an pentru un singur modul sau multiplii acestor cifre la instalații cu module multiple.

b) Gazul de reducere poate proveni din reformarea gazului natural sau din orice altă hidrocarbură ușoară, prin gazificarea cărbunelui sau țițeiului sau prin utilizarea directă a gazului de cocserie.

c) Metalizarea și procentul de carbon sînt controlate cu precizie, putînd fi combinate pentru a asigura un produs echilibrat.

d) Necesarul de energie este de 2,6 Gcal/t.

e) O gamă largă de minereuri de fier se poate utiliza ca material de alimentare, pelete, minereu în bulgări sau alte combinații a acestor materiale.

f) Fiabilitatea instalațiilor este peste 90%, putîndu-se obține chiar valori de peste 95%.

g) Producerea măruntului este menținută la minimum. Acest mărunt poate fi direct încărcat în cuptor, fără cernere sau brichetare.

h) Produsul HYL este stabil, chiar dacă este depozitat în aer liber. Se permite orice mijloc de transport.

i) Caracteristicile speciale la elaborarea oțelului. Acțiunea de fierbere produsă de formarea gazelor duce la creșterea eficienței termice care se reflectă în economii și în creșterea productivității.

j) Produsul HYL DRI poate fi de asemenea folosit ca materie primă în turnătorii, furnale și convertizoare cu oxigen.

Producția actuală a celor opt instalații HYL este de 2,8 mil. t pe an. Sînt în curs de construcție alte 15 instalații care vor duce la creșterea producției anuale la 10 mil. t, fiind în fază de proiect alte instalații de reducere în diferite țări, proiecte ce se vor aplica în viitorul apropiat.

În prezent se întreprinde o activitate permanentă de cercetare, lucrări de engineering, îmbunătățiri ale practicilor de funcționare a oțelăriei și a instalației de reducere directă; se pun la punct programe extensive de formare și calificare pentru operatori și de pregătire a grupurilor de specialiști care asigură asistență tehnică. Toate aceste eforturi vizează menținerea procedeului HYL pe o poziție privilegiată — cea mai rentabilă și mai modernă tehnică de elaborare a oțelului, cu fiabilitate maximă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Juan, Celada *The HYL iron ore direct reduction process.* Mexico City, nov., 1973.

[2] Raúl, Quintero *The HYL process today.* Ilafa, Porto Alegre, Brazilia, mai, 1975.

[3] Raúl, Quintero *Storage and transportation of HYL DRI pellets.* Ilafa, Caracas, Venezuela, iulie, 1977.

[4] * * * *The handling, storing and melting of direct reduced iron.* Ir Soesilanto. SEAISI, Pattaya, Tailanda, sept. 1977.

[5] José, Guzmán *Commercialization of HYL DRI pellets.* SEAISI, Pattaya, Tailanda, sept., 1977.

[6] Sergio, Roblesgil *Usage and marketing of HYL sponge iron.* Ilfa, Caracas. Venezuela, oct., 1977.

[7] J., Celada și R., Quintero *Steelmaking with HYL sponge iron.*—32 nd Electric Furnace Conference, AIME, Pittsburgh, Pa., dec. 1974

[8] J., Celada și G. E., Mc-Combs *HYL Direct reduction operations.* — 34 th Ironmaking Conference, AIME, St. Louis, Mo., martie, 1976.

[9] J. F. Elliott. *Metallized ore practices in small arc furnaces.* I.&SM mai, 1976.

[10] R., Quintero *Equivalent metallization of sponge iron.* Ilfa, Caracas Venezuela, oct. 1976.

[11] N., Meysson, A., Maaref și A., Rist *Emploi de Boulettes Preredniles en Haut Forneau.* În: Revue de Métallurgie, dec. 1965.

[12] * * * *Reduction processes outside the blast furnace and the effect on future iron and steel production in the world.* Battelle Institut., 1973.

REVISTA REVISTELOR

Giesserei, R.F.G., nr. 5, 1979

Particularitățile rășinilor furanice și fenolice cu întărire la rece, p. 105 — *Efectele repartiției granulometrice a amestecurilor de formare asupra formelor și pieselor turnate*, p. 112 — *Instrucțiuni și informații de muncă ca mijloc pentru securitatea muncii*, p. 117.

Giesserei, R.F.G, nr. 6, 1979

Automatizarea procesului de turnare sub presiune, p. 133 — *Încercări de rezistență asupra aliajului GD — AlSi8 Cu3 cu 1,2 și 2% Zn*, p. 138 — *Prelucrarea prin așchiere a pieselor din aluminiu-siliciu turnate sub presiune*, p. 142 — *Regulament de protecție împotriva accidentelor pentru cuptoare electrice*, p. 147.

Giesserei, R.F.G, nr. 8, 1979

Turnătoriile de aluminiu în S.U.A., raport asupra unei călătorii din aprilie-mai 1978, p. 205 — *O nouă serie de fabricație a mașinilor de turnare sub presiune cu echipament modern de turnare*, p. 208 — *Dezvoltarea prelucrării automate a pieselor brute turnate*, p. 213 — *Instrucțiuni de protecție împotriva accidentelor pentru mașini de fabricat miezuri*, p. 216.

Fonderie, Franța, nr. 386, febr. 1979

Congresul Disamatic 1977, p. 43 — *Efectul inoculant al ferosiliciului adăugat în oală asupra structurii fontei cu 12% Al*, p. 65.

Fonderie, Franța, nr. 388, aprilie 1979

Prelucrabilitatea fontelor maleabile. Influența naturii încercărilor, p. 123 — *Studiu comparativ privind izolanții silicoaluminoși în vederea calorifugării maselotelor*, p. 131 — *Anomalii ale pieselor din fontă cu grafit nodular călite cu arzător*, p. 139 — *Conținutul de azot al fontei*, p. 141.

Fonderie, Franța, nr. 387, martie 1979

Procesul de injectare în turnarea sub presiune, p. 85 — *Regenerarea pe loc a unei ceri de turnătorie. Reducerea costului și îmbunătățirea procedeului de fabricație*, p. 95 — *Tratament termic de trecere în soluție a aliajului A—S7G06*, p. 101 — *Punerea la punct a fabricării pieselor din A—S12*, p. 109 — *Al 45-lea Congres internațional de turnătorie de la Budapesta*, p. 111.

Ing. S. Ene, mat. I. Iacob
I.C.P.P.A.M. — Galați
și
ing. Al. Ivănescu
C. S. Galați

Model matematic de stabilire a dependenței dintre carbonul și temperatura băii din convertizor în timpul suflării finale cu oxigen

CZ: 669.184.244.86.001.57

Complexitatea proceselor fizico-chimice, numărul mare al parametrilor funcționali ce trebuie urmăriți, variația cantitativă dar mai ales calitativă a materiilor prime și materialelor folosite etc. fac — chiar și în condițiile utilizării mijloacelor de automatizare și a mașinilor electronice de calcul — ca un număr apreciabil de șarje să fie corectate prin suflare suplimentară cu oxigen.

De regulă suflarea suplimentară se practică pentru corecția conținutului de carbon și a temperaturii. Algoritmele existente bazate pe legile probabilității nu asigură decît într-o mică măsură evitarea totală a corecțiilor. Astfel pentru a se atinge conținutul prescris de carbon este necesară o suflare suplimentară la o anumită poziție a lăncii, ponderea șarjelor corectate fiind totuși de circa 10% în cazul oțelurilor moi și pînă la 35 % în cazul oțelurilor cu 0,12—0,25%C.

O serie de țări (U.R.S.S., Japonia, R.F.G.) au realizat sisteme de control continuu al conținutului de carbon din baia metalică.

În componența sistemului sînt incluse o instalație de măsurare continuă a temperaturii și o instalație analogică de calcul. Acest sistem determină în mod continuu conținutul de carbon din baie prin măsurarea debitului și compoziției gazelor arse și respectiv integrarea bilanțului energetic al gazelor evacuate prin hotă, ținîndu-se seamă de experiența șarjelor precedente și de unele corecții care sînt exprimate prin ecuațiile statistice ale parametrilor de intrare și ieșire ai șarjei, care influențează viteza de ardere a carbonului [1] —[3].

Cercetările s-au efectuat în baza datelor obținute efectiv la oțelăria LD nr. 1 din C.S. Galați, unde ponderea șarjelor suflate suplimentar pentru corecția temperaturii și a carbonului ajunge uneori la 40—45%.

Datele primare necesare stabilirii modelului matematic al creșterii temperaturii în timpul suflării finale au fost determinate pe baza bilanțului real de căldură și materiale al convertizorului.

Fundamentarea, organizarea și desfășurarea lucrărilor de întocmire a bilanțului s-au făcut pe baza măsurătorilor tuturor parametrilor cu implicații directe asupra desfășurării procesului de elaborare (temperaturi, analize chimice, materiale și gaze, presiuni parțiale etc).

În baza măsurătorilor și calculelor efectuate au fost întocmite următoarele subbilanțuri: bilanț de materiale pe convertizor, bilanț de căldură pe convertizor, bilanț de materiale pe cazanul recuperator, bilanț de căldură pe cazanul recuperator, bilanț de matriale pe instalația de filtrare. Întocmirea bilanțului de materiale pe convertizor a necesitat elaborarea bilanțurilor de materiale pentru fiecare element component al încărcăturii și zgurei și anume: bilanțul carbonului, bilanțul fierului, bilanțul fosforului, bilanțul sulfului, bilanțul oxigenului, bilanțul CaO, bilanțul SiO_2, bilanțul P_2O_5.

Măsurătorile de gaze s-au efectuat la gura convertizorului (cca. un metru în interior), la cazanul recuperator (cota 24 m) la intrarea în instalația de filtrare.

S-a considerat că aportul de căldură în timpul suflării finale se obține în urma oxidării carbonului și a fierului, știind că ponderea bioxidului de carbon în faza gazoasă crește odată cu reducerea conținutului de carbon în metal.

Adoptînd un caracter liniar pe baza unor serii de repartiție a datelor experimentale, s-au stabilit următoarele ecuații de regresie:

$$X = 0{,}1298 - 0{,}1687\ C \qquad (1)$$

$$Y = \frac{0{,}0895}{C} + 1{,}7495 \qquad (2)$$

unde X este ponderea care se oxidează în bioxid de carbon, iar Y este cantitatea de fier oxidată pe durata elaborării în% față de greutatea fontei la conținutul final de carbon.

Pentru calculul creșterii temperaturii băii, determinată de oxidarea carbonului, s-a folosit următoarea formulă empirică [4]:

$$\Delta t_C = \frac{(1-X)\,\Delta G_C \cdot Q_{CO,t} + X\,\Delta G_C \cdot Q_{CO_2,t}}{G_{met} \cdot c_{met} + G_{zg} \cdot c_{zg}} \qquad (3)$$

unde:

ΔGc este cantitatea de carbon care se arde, kg;

G_{met} — greutatea metalului, kg;

G_{zg} — greutatea zgurei, kg;

Q(cu indicii respectivi) — efectele calorice ale oxidării carbonului la temperatura t°C, kcal/kg . gr ;

c_{met} — căldura specifică a metalului, kcal/kg.gr ;

c_{zg} — căldura specifică a zgurei, kcal/kg.gr.

Exprimînd ΔG_C prin cantitatea de carbon arsă $\Delta C(\%)$,

$$\Delta G_C = -\frac{\Delta C \cdot G_{met}}{100}$$

și notînd randamentul de zgură la unitatea de metal prin α, și derivînd relația (3) în raport cu C, se obține viteza creșterii temperaturii băii sub influența reacției de decarburare exprimate prin ecuația :

$$\frac{\Delta t_c}{\Delta C} = f_1(C) \qquad (4)$$

Pentru calculul creșterii temperaturii băii, determinată de oxidarea fierului, s-a folosit formula empirică [4] :

$$\Delta t_{Fe} = \frac{\Delta G_{Fe} \cdot Q_{FeO}\, t}{G_{met} \cdot c_{met} + G_{zg} \cdot c_{zg}} \qquad (5)$$

unde : G_{Fe} — diferențiala funcției $G_{Fe} = Y \cdot G_{fontă}/100$ după conținutul de carbon;

Q_{FeO}, t — căldura specifică a oxidului de fier (kcal/kg.gr).

Împărțind ambii membri ai relației (5) cu ΔC, se obține viteza de creștere a temperaturii băii, în urma oxidării fierului, raportată la unitatea de carbon, exprimată prin ecuația :

$$\frac{\Delta t_{Fe}}{\Delta C} = f_2(C) \qquad (6)$$

Viteza totală de ridicare a temperaturii băii în urma oxidării carbonului și a fierului se obține prin adunarea relațiilor (4) și (6), ceea ce conduce la ecuația diferențială :

$$\frac{dt}{dC} = F(C) \qquad (7)$$

unde :

$$\frac{dt}{dC} = \frac{\Delta t_C}{\Delta C} + \frac{\Delta t_{Fe}}{\Delta C} \text{ și } F(C) = f_1(C) + f_2(C)$$

Integrînd ecuația diferențială (7) se obține soluția :

$$t = t_1 + a_1(C_1 - C_2) + a_2(C_1^2 - C_2^2) + a_3(C_2^{-1} - C_1^{-1}) \qquad (8)$$

Formula (8) dă posibilitatea să se calculeze temperatura băii, avînd valoarea inițială T_1 în cazul reducerii concentrației carbonului de la C_1 la C_2.

Aplicînd acest model, cu ajutorul unui calculator Hewlet-Packard, șarjei nr. 112 148, pentru datele de intrare obținute pe baza bilanțului : $G_{met} = 147\,100$ kg ; $G_{zg} = 18\,100$ kg ; $c_{zg} = 0{,}280$ kcal/kg/°C ; $\Delta G_C = 3\,906$ kg ; $c_{met} = 0{,}165$ kcal/kg °C ; $Q_{CO} = 2\,450$ kcal/kg °C ; $Q_{CO_2} = 8\,080$ kcal/kg °C ; $Q_{FeO} = 1\,137$ kcal/kg°C ; $G_{Fe} = 154\,921$ kg ; $G_{fontă} = 115\,300$ kg și considerînd carbonul și temperatura la începutul suflării finale de 0,50%, respectiv 1 520°C s-a calculat tabelul valorilor temperaturilor pentru fiecare fază de reducere a carbonului cu un pas de 0,001.

Astfel, se ajunge în final la o temperatură de 1 626°C pentru un conținut de carbon de 0,08%.

Parametrii șarjei la oprirea suflării oxigenului au fost 0,08% C, iar temperatura măsurată cu termocuplul de imersie — 1 625°C.

Se constată o foarte bună concordanță între datele reale ale șarjei și cele calculate după modelul stabilit, ceea ce justifică oportunitatea introducerii conducerii dinamice cu ajutorul calculatorului de proces, evitîndu-se astfel corecția șarjelor prin suflări suplimentare pentru temperatură și carbon.

Pentru încadrarea în parametrii doriți ai șarjei (carbon respectiv temperatură) la sfîrșitul suflării oxigenului, prin utilizarea modelului de calcul al creșterii temperaturii băii în timpul suflării finale, este necesară dotarea cu cîte un analizor continuu de gaze și implementarea conducerii dinamice pe calculator a elaborării. Datele primare pot fi obținute cu ușurință pe baza programelor statistice de bilanț termic existente.

BIBLIOGRAFIE

[1] Kocio, V.S. *K voprosu a samovtravnivanii v kislorodnokonverternom protesse.* În : Iz. VUZ — Ciornaia Metallurghiia, nr. 6, 1971, p. 46—48.

[2] Truppe, M. *Grundlagen des VP — Verfahrens zum kontinuierlichen Messen der Badtemperatur von Stahlschmelzen.* În: Stahl und Eisen, nr. 23, 1970, p. 1315—1321.

[3] Ermolaev, O.A. ș.a. *Kontroli soderjaniia ugleroda v konverternoi vanne po skorosti ego okisleniia.* În : Stal, nr. 10, 1970, p. 891—893.

[4] Turkenici, D.I. ș.a. *Rasciot podiema temperaturti konverternoi vanni pri produvke.* În Stal, nr. 8 1969, p. 690—692.

Ing. C. Catrinoiu
Combinatul siderurgic — Hunedoara

Studiul rezistenței de rupere la cald a oțelurilor de marca 13CN35 și Rul 2

CZ : 539.42 : 669.14.018.45

Extinderea mecanizării și automatizării proceselor în majoritatea domeniilor activității industriale impune construcției de mașini să răspundă unor cerințe suplimentare privind rezistența și durabilitatea diferitelor organe de mașini care lucrează la temperaturi superioare mediului ambiant. Aceste noi cereri privind comportamentul oțelurilor la cald au determinat din ce în ce mai mult pe producătorii de oțeluri sub formă de laminate să efectueze studii privind comportarea lor la temperaturi ridicate.

Experiența a arătat că sub efectul temperaturilor ridicate, valoarea rezistenței la rupere sau a tensiunii limită care produce un anumit grad de deformație plastică a oțelului este în general mai mică decît valoarea determinată la temperatura ambiantă [1].

Valorile caracteristicilor mecanice ale oțelurilor depind de asemenea și de durata încercării la temperaturi ridicate, de aceea, în funcție de aceasta se întîlnesc două grupe de încercări și anume :

— încercări de scurtă durată ;

— încercări de durată.

În cadrul acestui articol sînt prezentate rezultatele pentru încercările de scurtă durată la temperatură ridicată, acestea fiind întinderi monoaxiale, care se efectuează în același mod ca și la temperatura ambiantă.

Deosebirea constă în faptul că epruveta se încălzește în prealabil la temperatura dorită și se menține apoi la această temperatură, în anumite limite prescrise, pe tot timpul încercării.

Domeniul de lucru industrial pentru anumite piese din oțel, care trebuie să reziste la temperaturi ridicate, este de pînă la cel mult 500°C, în cazul folosirii acestora la agregate de încălzire sau sisteme de acționare a acestora, de asemenea la construcția diferitelor piese de mașini care lucrează în contact cu mediile calde. Studiul variației caracteristicilor mecanice la aceste oțeluri, în funcție de temperatură, este absolut necesar pentru proiectanți, care trebuie să cunoască valorile minime posibile de realizat și pe care să le poată introduce în calcule, pentru determinarea rezistenței admisibile, potrivit relației (1) :

$$R_a = \frac{R_{02}}{C} \quad (1)$$

Studiul variației caracteristicilor de tracțiune la mărcile 13CN35 și Rul 2 s-au efectuat pe epruvete confecționate din aceeași șarjă, pentru fiecare marcă în parte, cu compoziția chimică prezentată în tabelul 1.

Tabelul 1

Marca	Compoziția chimică							
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu
13CN35	0,13	0,45	0,25	0,025	0,020	1,40	3,55	0,18
Rul 2	0,96	0,92	0,50	0,020	0,018	1,45	0,15	0,20

La fiecare marcă în parte s-a prelevat cîte o probă de 80 × 80 mm, din care, prin forjare, au fost confecționate epruvete de Ø 25 mm. Aceste epruvete s-au supus tratamentului de normalizare la 870°C pentru 13CN35 și 810°C pentru Rul 2, cu menținere 60 min și răcire în aer liber. Prin această normalizare s-a realizat o refacere a structurii după forjare, respectiv eliminarea tensiunilor și finisarea structurii. Epruvetele pentru încercarea de tracțiune la cald s-au executat cu filet la capete, de forma și dimensiunile prezentate în figura 1.

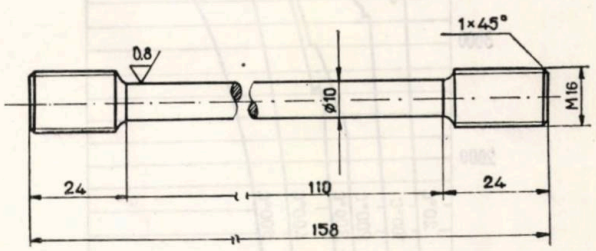


Fig. 1. Epruvetă pentru încercarea de tracțiune la cald a oțelurilor

Încercarea de tracțiune s-a executat pe o mașină de tip Z.D. 10/90 — Veb Thüringer Industrie — R.D.G., cu acționarea în jos a părții inferioare.

Epruvetele s-au încălzit în prealabil la una din temperaturile de încercare, timp de 30 min și cu menținere de 15 — 25 min, în funcție de temperatură, operații după care s-a executat tracțiunea la cald.

Pentru încălzirea epruvetei a fost folosit un cuptor electric cu rezitență, care se fixează pe montanții mașinii de încercat la tracțiune. Axa cuptorului s-a reglat colinear cu axa bacurilor de tracțiune ale mașinii de încercat.

Tot timpul încercării de tracțiune la cald s-a lucrat cu înregistrare pe diagramă a mașinii, curbele parțiale (pînă la puțin peste limita de curgere), pentru cele două mărci, fiind prezentate în figurile 2 și 3.

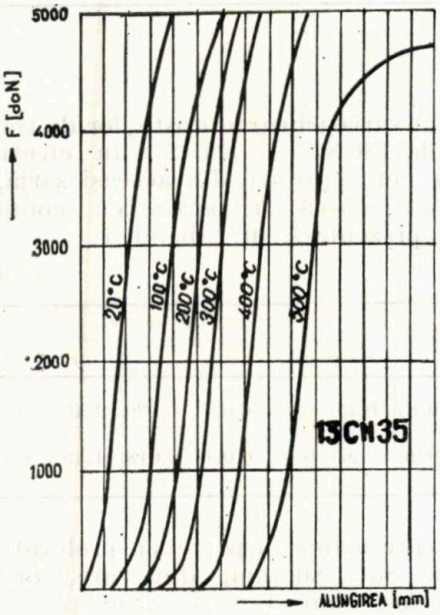


Fig. 2 Curba de variație a alungirii, funcție de forță, în încercarea de tracțiune la cald pentru oțelul de marcă 13CN35

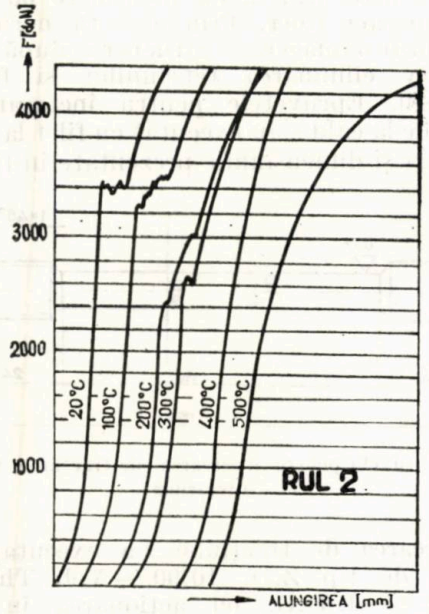


Fig. 3. Curba de variație a alungirii, funcție de forță, în încercarea de tracțiune la cald pentru oțelul de marcă Rul 2

La oțelul de marcă 13CN35, limita de curgere aparentă nu s-a putut prinde pentru nici o temperatură de încercare, în schimb la Rul 2 a fost prinsă clar pînă la 300°C inclusiv, așa cum reiese și din figura 3.

Pentru marca 13CN35 și temperaturi mai mari de 300°C la Rul 2, limita de curgere tehnică (R_{02}) s-a determinat cu extensometrul aproape suprapunîndu-se cu punctul de inflexiune al curbei de tracțiune.

În tabelul 2 sînt prezentate valorile caracteristicilor mecanice determinate pentru cele două mărci de oțel, la diferite temperaturi.

Tabelul 2

Temperatura, °C	$\frac{R_c \text{ sau } R_m}{R_{02}}$, daN/mm²		A_{10}, %	Z, %
	13CN35			
20	56,0	83,4	14,5	59
100	49,0	78,3	12,3	47
200	59,9	81,7	12,9	47
300	53,5	82,4	13,6	59
400	50,9	83,4	16,0	64
500	43,3	59,8	18,9	71
	Rul 2			
20	43,3	76,7	19,0	42
100	43,3	71,0	17,0	37
200	32,4	69,1	15,0	34
300	33,3	73,5	17,6	35
400	38,21	80,7	18,0	42
500	27,38	54,5	19,6	66

Variația caracteristicilor de rezistență (R_{02} și R_m), de asemenea a alungirilor și gîtuirilor, în funcție de temperatura de încercare, este prezentată în diagramele din figurile 4 și 5.

La marca 13CN35, pînă la 100°C se înregistrează o scădere a valorilor pentru R_m, R_{02}, Z și chiar A_{10}, iar între 100 și 200°C, valorile limitei de curgere și ale rezistenței la rupere

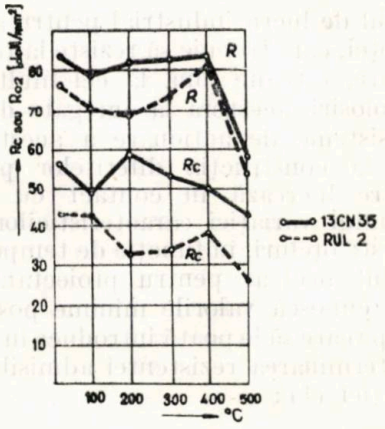


Fig. 4. Curbele de variație a limitei de curgere și a rezistenței la rupere în funcție de temperatură pentru mărcile Rul 2 și 13CN35

cresc, alungirea și gîtuirea menținîndu-se constante. Peste 200°C, alungirea și gîtuirea cresc, limita de curgere scade, iar rezistența la rupere se menține aproape constantă pînă la 400°C, temperatură după care înregistrează scăderi mari.

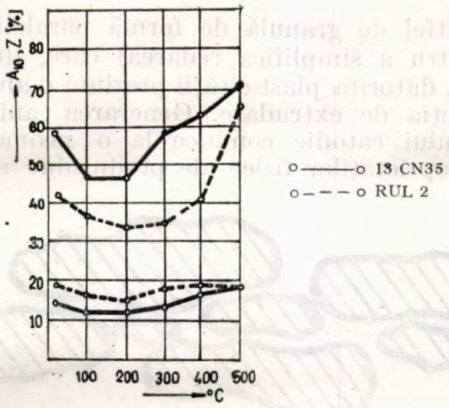


Fig. 5. Curbele de variație a alungirii și gîtuirii la rupere în funcție de temperatură pentru mărcile Rul 2 și 13CN35

Pentru Rul 2, valorile lui R_{02}, R_m, A_{10} și Z scad pînă la 200°C. Între 200 și 400°C se înregistrează o creștere mare pentru R_m și R_{02} și mai mică pentru Z și A_{10}. La 400°C, pentru acest oțel se constată cele mai ridicate valori ale rezistenței la rupere, iar limita de curgere este la nivelul celei de la temperatura de 1 200°C. Peste 400°C scad atît R_m, cît și R_{02}, A_{10} menținîndu-se aproape constantă, și crește mult gîtuirea.

Fenomenul creșterii limitei de curgere și a rezistenței la rupere pentru temperaturile 100—200°C la 13 CN35 și 200 —400°C la Rul 2 se explică prin mărirea densității dislocațiilor în acest domeniu [2].

În cazul acestor mărci și mai ales la Rul 2, creșterea limitei de curgere și, implicit, a rezistenței la rupere se datorează fenomenelor de precipitare ce au loc la încălzirea materialelor metalice, care blochează dislocațiile în procesul de curgere în special [3].

Cantitatea mare de particule precipitate la cele două mărci se datorează în principal cromului, care conduce la formarea de precipitate fine de carburi de crom. Proporția mai mare a precipitatelor de carburi de crom, precum și a celor de fier se constată la marca Rul 2, în domeniul temperaturilor 200—400°C.

Procesul de curgere se produce numai dacă au loc deplasări ale dislocațiilor în planele de alunecare și acestea întîlnind particule de precipitate fie că le ocolesc, fie că le străbat, funcție de mărimea energiei necesare pentru deplasarea lor. Pentru ambele cazuri este necesar un supliment de energie, necesară măririi lungimii liniei de dislocație, aceasta conducînd la valori sporite pentru R_{02} și R_m.

Din rezultatele determinărilor efectuate la diferite temperaturi pentru cele două mărci de oțel, se pot concluziona următoarele:

— Oțelul de marcă 13CN35 poate fi utilizat cu succes la confecționarea diferitelor organe de mașini care lucrează la temperatura mediului ambiant și în medii de temperatură cuprinsă între 175 și 235°C, domeniu în care se obțin valori înalte de rezistență. Este contraindicată utilizarea acestui oțel la temperaturi de 50—125°C, unde limita de curgere scade mult, de asemenea peste 400°C.

— La temperaturi de 350—425°C, pentru elemente de rezistență la solicitări statice și dinamice, de asemenea în locuri unde se cere o rezistență mărită la uzare poate fi folosit cu succes oțelul de marcă Rul 2, comportîndu-se la fel ca și în cazul temperaturilor mediului ambiant.

Studiul comportării la cald a diferitelor oțeluri destinate construcțiilor de mașini poate veni în ajutorul proiectantului care, în funcție de regimul de funcționare din punct de vedere termic al agregatelor, știe care marcă este cea mai adecvată.

BIBLIOGRAFIE

[1] Nădăşan, Şt., Raţiu, M., Safta, V. şi Slătineanu, R. *Încercări şi analize de metale*. Bucureşti, Editura tehnică, 1965 p. 77 — 83.

[2] Mantea, Şt. şi Dulămiţă, T. *Teoria şi practica tratamentelor termice*. Bucureşti, Editura tehnică, 1966, p. 20—22.

[3] George, E. şi Dieter, Jr. *Metalurgia mecanică* (traducere din l. engleză). Bucureşti, Editura tehnică, 1970, p. 184—194; 440—444.

Influența proceselor de fabricație asupra calității blocurilor catodice

Ing. C. Spoitu și mat. Victoria Ciucu
C.C.P.T.AI—Slatina

CZ: 666.966 : 539.4/.5

În timpul exploatării blocurilor catodice în procesul de electroliză, acestea sînt supuse la o multitudine de solicitări fizico-chimice și mecanice. Principalele proprietăți care caracterizează blocurile catodice sînt rezistivitatea, rezistența la compresiune, densitatea reală, densitatea aparentă, porozitatea și cenușa. Este cunoscut faptul că aceste proprietăți sînt determinate de calitatea materiilor prime (antracit, electrografit, smoală), dar și de procesele tehnologice specifice fabricării produselor cărbunoase: malaxare, presare, extrudare și coacere. De asemenea aceste proprietăți depind în foarte mare măsură de rețeta de fabricație care constă în precizarea fracțiilor granulometrice pentru fiecare tip de materie primă ca și a proporției de liant corespunzătoare. În procesul de malaxare se cere să se realizeze o bună omogenizare a fracțiilor granulometrice și a smoalei topite, în așa fel încît dispersarea și lierea fracțiilor granulometrice să fie continuă.

Procesele de fasonare a blocurilor catodice, cum ar fi presarea, extrudarea sau vibrarea, au o puternică influență asupra distribuției granulelor în produsul respectiv [1]. Astfel, ca urmare a acestor procese de prelucrare, se constată existența unei anizotropii create în direcția de extrudare, mai puțin evidentă la presare și foarte slabă la formarea prin vibrare. Datorită proceselor fizico-chimice ce au loc în timpul coacerii blocurilor catodice, conducerea încălzirii se reflectă pregnant asupra proprietăților finale ale produselor, ceea ce impune alegerea optimă a acesteia.

În această lucrare se prezintă cîteva aspecte privind influența extrudării și coacerii asupra calității blocurilor catodice.

Formarea prin extrudare. După malaxarea la cald a amestecului granular cu liantul topit, materialul obținut este supus presării printr-o matriță. Indiferent de proprietățile de structură ale materialelor constituente, în procesul de extrudare se induce blocului o anizotropie de direcție generată de alinierea particulelor în direcția axei de extrudare. În figura 1 se prezintă anizotropia de direcție a unui amestec granular format din cîteva tipodimensiuni de granule.

Anizotropia amestecului granular ca urmare a presării și extrudării se manifestă nu numai în aranjarea particulelor dar și în evoluția formei acestora; în general, granulele capătă o formă elipsoidală, cu axa mare orientată paralel cu direcția de extrudare. În figura 2 se reprezintă o astfel de granulă de formă paralelipipedică (pentru a simplifica redarea) care, după presare, datorită plasticității prezintă o alungire în direcția de extrudare. Generarea anizotropiei blocului catodic conduce la o neomogenitate a proprietăților fizice ale produsului respectiv.

Fig. 1. Anizotropia de direcție a unui amestec granular

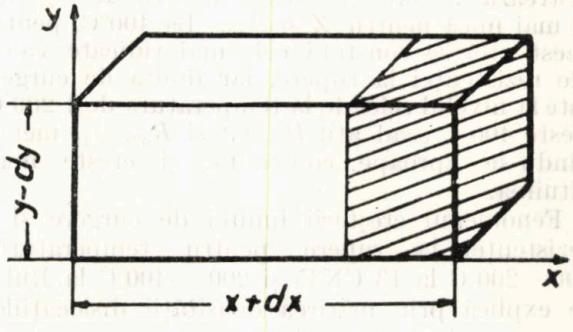


Fig. 2. Alungirea dx a unei granule în direcția x și comprimarea — dy în direcția y

Se constată astfel că densitatea blocului este mai mare la suprafața blocului decît în centrul său. Aceasta se explică prin faptul că forțele de comprimare aplicate în timpul extrudării sînt mai mici lîngă suprafața matriței. Limita superioară a compactării blocului se atinge atunci cînd toate spațiile dintre granulele de umplutură și toți porii accesibili ai acestora se umplu cu liant. După atingerea acestei limite care corespunde unei anumite valori a forței de presare, orice creștere a acestei forțe nu mai are nici un efect asupra compactării, acestea fiind preluate de smoală care este un fluid aproape complet incompresibil.

După încetarea presiunii blocul suferă o expandare, care în condiții industriale variază între 3 și 7%, fiind direct proporțională cu densitatea blocului respectiv și cu temperatura finală a acestuia la eliberarea din matriță. Direc-

ția de expandare maximă este perpendiculară pe direcția de extrudare.

Coacerea. Se consideră că un bloc catodic este omogen ca structură dacă acesta prezintă o distribuție uniformă a granulelor în funcție de matricea fracțiilor granulometrice ce îl compun și o liere continuă a granulelor realizată prin punțile de liant ce leagă reciproc fracțiile constituente.

Pentru studiul influenței coacerii asupra structurii produsului se face presupunerea că forma generală a granulelor este sferică, iar în procesul de malaxare granulele se acoperă uniform cu liant. Pentru determinarea grosimii stratului de liant înainte și după coacerea blocului se fac următoarele notații:

d_1 este densitatea liantului lichid;
d_p — densitatea granulelor;
r — raza granulei sferice;
W — părți în greutate liant;
$\bar{d}_p$ — densitatea granulelor după coacere;
$\bar{d}_1$ — densitatea cocsului de liant după coacere.

Grosimea stratului de liant lichid ε_1 ce înconjoară o granulă în faza crudă a produsului se determină cu relația următoare [1]:

$$\frac{W}{100} = \frac{[(r+\varepsilon_1)^3 - r^3]d_1}{r^3 d_p} \qquad (1)$$

și ținînd seamă de faptul că ε_1 este o mărime subunitară în raport cu r, din relația (1) rezultă:

$$\varepsilon_1 \approx \frac{W\gamma\, d_p}{300\, d_1} \qquad (2)$$

Din relația (1) transpusă pentru faza de coacere rezultă că grosimea stratului de cocs de liant ε_2, care înconjoară o granulă, se determină cu relația:

$$\varepsilon_2 \approx \frac{\gamma\, \bar{d}_p}{3\, \bar{d}_1} \qquad (3)$$

Din relațiile (2) și (3) se constată că raportul de contracție este de aproximativ 0,33 și deci se poate scrie că:

$$\varepsilon_2 \approx 0{,}33\ \varepsilon_1$$

În timpul coacerii, liantul și, implicit, granulele se contractă cu zeci de kilograme forță. Studiul variației în lungime a punții de liant și a unei granule se face în continuare pe baza teoriei elasticității.

Fie două granule sferice egale de rază r legate printr-o punte de liant de rază a și diametrul l, reprezentate în figura 3. Sub acțiunea forțelor de contracție F apare, datorită tensiunii induse σ, deformația ε. Pe baza relației tensiune-deformație:

$$\sigma = E\varepsilon$$

unde deformația ε și tensiunea σ se definesc astfel:

$$\varepsilon = \Delta l/l \quad \text{și} \quad \sigma = F/\pi a^2$$

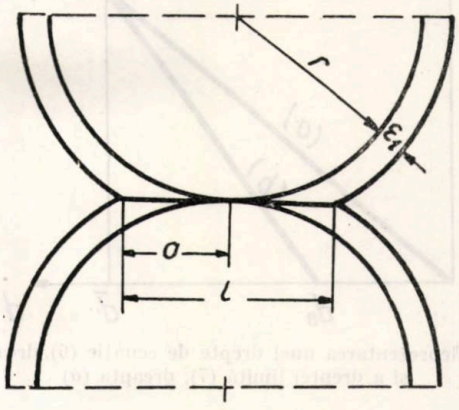


Fig. 3. Reprezentarea punții de liant l dintre două granule sferice egale

Se definește variația lungimii punții de liant $\Delta l'$ după contracția la coacere:

$$\Delta l' = \frac{1}{E_1} \cdot \frac{F}{\pi a^2} \cdot 2f\gamma \qquad (4)$$

De asemenea variația diametrului granulei Δl, după contracție, se exprimă cu relația:

$$\Delta l = \frac{1}{E_2} \cdot \frac{F}{\pi r} \cdot 2(1-f) \qquad (5)$$

În relațiile (3) și (4) s-au făcut următoarele notații:

E_1 este modulul de elasticitate al liantului topit;
E_2 — modulul de elasticitate al granulei crude;
f — constanta experimentală de valoare aproximativ 0,2.

Se fac în continuare următoarele notații:

d — densitatea blocului catodic crud;
E — modulul de elasticitate al blocului catodic crud;
$\bar{d}$ — densitatea blocului catodic copt;
$\bar{E}$ — modulul de elasticitate al blocului catodic copt.

Expresia modulului de elasticitate E este următoarea:

$$E = E_2 d_1^z (d - d_1) \qquad (6),$$

unde $z \approx 1$; se constată că acesta este direct proporțional cu conținutul de liant dar și cu conținutul corespunzător de granule.

În figura 4 se reprezintă grafic ecuația (6), în care se figurează și dreapta limită a cărei ecuație este următoarea:

$$E = d\bar{E}/\bar{d} \qquad (7)$$

unde punctul A ($\bar{d}$, $\bar{E}$) reprezintă punctul limită superioară de coordonate corespunzătoare fazei de coacere.

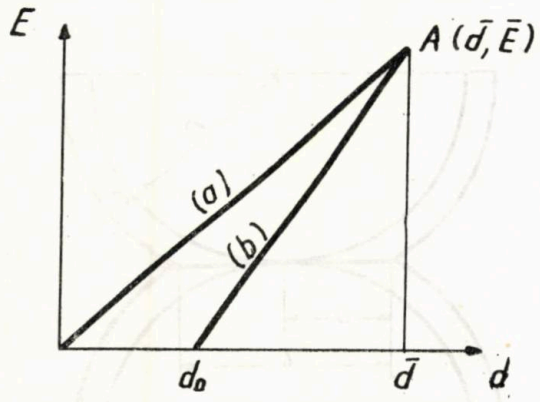


Fig. 4. Reprezentarea unei drepte de ecuaţie (6), dreapta (b) şi a dreptei limită (7), dreapta (a)

Dreptele de ecuaţie (6) se înscriu în domeniul OAB delimitat de axa O_x, dreapta de ecuaţie (7) şi dreapta $d = \bar{d}$.

Valoarea maximă a lui E se obţine atunci cînd porii sînt cilindrici şi paraleli cu direcţia tensiunilor interne din blocul cărbunos crud. Orice perturbaţie în secţiunea transversală a blocului catodic crud conduce la deformarea structurală a acestuia şi, implicit, la modificarea valorii modulului de elasticitate E. Practic aceste perturbări se produc ca o consecinţă a unei omogenizări necorespunzătoare a materialului supus extrudării.

Datorită structurii blocurilor catodice, în special după coacere, modulul de elasticitate E nu poate atinge valoarea maximă. Se face precizarea că datorită solicitărilor termice la care sînt supuse blocurile catodice în timpul exploatării acestora în cuva de electroliză este necesar ca acestea să aibă modulul de elasticitate cît mai mic.

Ca urmare a proceselor de piroliză din timpul coacerii blocurilor catodice şi a structurii granulometrice a acestora, forma porilor accesibili este în general o sinusoidă. Lungimea acesteia se determină în raport cu dimensiunile blocului şi un factor de sinuozitate τ, a cărui mărime este de aproximativ 2 şi depinde de compoziţia granulometrică a blocului, dar şi de desfăşurarea procesului de coacere.

Notînd cu 1 o dimensiune oarecare a blocului, lungimea sinusoidei 1′ într-o direcţie paralelă cu 1 se exprimă prin relaţia [2]:

$$1' = \tau \cdot 1$$

Formarea acestor canale de evacuare este însă puternic influenţată de dirijarea vitezei de încălzire din timpul procesului de coacere a blocurilor catodice. În acest sens trebuie să se ţină seamă de efectele directe ale pirolizei smoalei asupra procesului de coacere a blocurilor. Astfel pe măsură ce creşte temperatura de încălzire T creşte posibilitatea de evacuare a volatilelor şi a produselor de descompunere. Această evacuare are o anumită limită, întrucît produsele de cocsificare secundară se depun pe pereţii canalelor de evacuare, îngreuind astfel degazarea produsului respectiv. Este deci necesară precizarea influenţei temperaturii asupra drumului mediu al moleculelor, a cărui lungime se notează cu λ_T.

Relaţia care exprimă această dependenţă este următoarea:

$$\lambda_T = \lambda_\infty/(1 + C/T) \qquad (7)$$

unde s-a notat cu λ_∞ lungimea drumului mediu parcurs de molecule la temperatura $T \to \infty$, iar C este constanta lui Sutherland.

Graficul de variaţie a lungimii drumului parcurs de molecule în funcţie de temperatura T se reprezintă în figura 5. Din acest grafic se constată că drumul mediu parcurs de volatile creşte cu temperatura pînă la o valoare limită λ_∞.

Tot în acest sens trebuie să se ţină seamă la conducerea procesului de coacere de faptul că temperatura aplicată masei crude este transferată diferenţiat în interiorul blocului, cauzînd căderi de temperatură între centru şi suprafaţă de pînă la 100°C, valoarea acestora depinzînd de geometria blocului, conductibilitatea termică a acestuia, viteza de încălzire din timpul coacerii, precum şi de alţi factori.

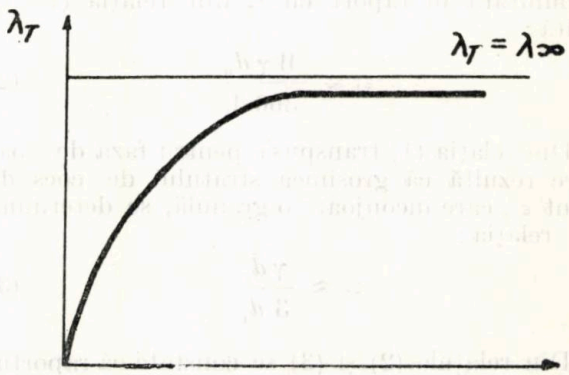


Fig. 5 Variaţia lungimii λ_T drumului parcurs de molecule în funcţie de temperatura T

Aşadar conducerea optimă a fazei de coacere a produselor carbonice trebuie să fie corelată cu procesele de transfer de masă şi transformările fizico-chimice, deoarece dezechilibrarea acestora poate conduce la degradarea proprietăţilor fizico-mecanice sau chiar la distrugerea blocului catodic supus coacerii.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * *Proprietăţile fizice ale produselor cărbunoase şi alcătuirea reţetei amestecurilor din care se fabrică acestea.* Bucureşti, C.D.P.T., Documentare metalurgică, nr. 6, 1970.

[2] B o r n, M. *Pyrolysis and behaviour in the baking of industrial carbons.* În: Fuel, vol. 53, iulie, 1974.

Contribuţii la îmbunătăţirea calităţii liantului de turnătorie Covasil

Ing. M. Tărăşescu, dr. chim. E. Cohn, ing. O. Venter, ing. C. Ionescu şi C. Budiul
I.C.P.T.S.C. — Bucureşti

CZ: 621.743.422

Liantul Covasil se utilizează în foarte multe turnătorii din ţară la fabricarea miezurilor şi formelor care se întăresc cu ajutorul bioxidului de carbon.

În ultimii ani s-a constatat o creştere continuă a producţiei de Covasil, ca urmare a solicitărilor crescînde ale turnătoriilor.

Spre deosebire de silicatul de sodiu, utilizarea liantului Covasil conduce la obţinerea unor forme şi miezuri care se pot îndepărta uşor după turnarea pieselor din fontă sau oţel.

Dezbaterea uşoară a pieselor obţinute prin turnarea în forme şi miezuri fabricate cu Covasil poate deveni şi mai facilă dacă se utilizează concomitent şi produsul Covalit alături de liantul Covasil, în care caz dezbaterea pieselor devine comparabilă cu aceea prezentată de piesele turnate în forme pe bază de răşini sintetice.

La prepararea liantului Covasil se utilizează bicromatul de potasiu care, reacţionînd cu acidul clorhidric în mediu reducător, conduce la clorura pentaaqvoclorocromică $[Cr(H_2O)_5Cl]Cl_2$, compus totalmente netoxic [1] şi care intră în proporţii de aproximativ 1% în compoziţia liantului.

Întrucît la utilizarea în practică a liantului Covasil s-au constatat uneori cazuri de dermatoze uşoare şi iritaţii, s-a presupus că reacţia de preparare a clorurii pentaaqvoclorocromice nu decurge total, astfel încît în produsul Covasil în loc de compusul netoxic (crom trivalent) există bicromat de potasiu nereacţionat (crom hexavalent), produs care poate provoca neplăceri din punct de vedere al protecţiei muncii, conform indicaţiilor din literatură [1], [2].

Reacţia chimică de preparare a clorurii pentaaqvoclorocromice poate fi reprezentată prin următoarea ecuaţie:

$$\underset{\text{compus toxic}}{Cr_2O_7K_2} + 8KCl + H_2O \xrightarrow[\text{reducător}]{\text{mediu}} \rightarrow 2\underset{\text{compus netoxic}}{[Cr(H_2O)_5Cl]Cl_2H_2O} + ClK \qquad (1)$$

Clorura pentaaqvoclorocromică conferă liantului Covasil o coloraţie verde, în timp ce bicromatul de potasiu este un produs care are coloraţii galben-portocalii.

Experimentările efectuate la introducerea liantului Covasil în practică au arătat că reacţia de obţinere a clorurii pentaaqvoclorocromice decurge total de la stînga la dreapta (1), în cazul respectării riguroase a tehnologiei de fabricaţie a liantului, neexistînd nici un pericol de a se introduce bicromat de potasiu nereacţionat în produsul final al reacţiei adică în liantul Covasil.

Pentru a se verifica dacă totuşi, datorită nerespectării tehnologiei de preparare a clorurii pentaaqvoclorocromice, există urme de bicromat de potasiu în liantul Covasil, s-au efectuat unele reacţii de identificare calitativă a ionului de crom hexavalent.

S-au efectuat încercări cu azotat de argint şi cu difenil carbazidă, reactivi care provoacă coloraţii caracteristice numai în prezenţa ionilor CrO_4^{2-} (crom hexavalent), coloraţii care nu se obţin în cazul ionilor de crom trivalenţi (clorura pentaaqvoclorocromică). S-a constatat prezenţa $Cr_2O_7K_2$ nereacţionat în produsul final.

Deoarece s-au efectuat identificările calitative ale bicromatului de potasiu în liantul Covasil, prin două metode, s-a pus problema stabilirii cantitative a proporţiei de bicromat de potasiu existente în stare nereacţionată în liantul Covasil.

Pentru aceasta s-a utilizat reacţia de reducere a ionilor CrO_4^{2-} cu ajutorul soluţiei de sulfat feros în prezenţa acidului antranilic, care serveşte ca indicator în reacţiile de oxidoreducere. Bicromatul de potasiu poate fi dozat cantitativ, reacţia cu sulfatul feros putînd fi reprezentată astfel [4]:

$$K_2Cr_2O_7 + 6FeSO_4 + 7SO_4H_2 \rightarrow Cr_2(SO_4)_3 + 3Fe_2(SO_4)_3 + 7H_2O + SO_4K_2 \qquad (2)$$

Folosind metoda descrisă mai sus s-au efectuat determinări asupra liantului Covasil, preparat conform tehnologiei în laborator (proba *1*), asupra liantului în care s-a adăugat cantitatea corespunzătoare de bicromat de potasiu dar nu s-a adăugat acid clorhidric, astfel încît reacţia de formare a clorurii pentaaqvoclorocromice să nu aibă loc (proba *2*) asupra Covasilului fabricat industrial (proba *3*) şi asupra Covasilului industrial care a stat depozitat 10 zile din momentul fabricaţiei (proba *4*).

Rezultatele sînt prezentate în tabelul 1

Din cele arătate rezultă că în felul în care se fabrică actualmente produsul Covasil, peste jumătate (0,42% faţă de 0,77% introduse iniţial) din cantitatea de bicromat de potasiu introdusă iniţial nu reacţionează cu acidul

Tabelul 1

Soluția supusă determinării	$Cr_2O_7K_2$ liber, %	Observații
Liantul Covasil preparat în laborator conform tehnologiei de fabricație	0	Reacția de formare a $[Cr(H_2O)_5Cl]Cl_2H_2O$ decurge total
Liantul Covasil preparat în laborator, cu cantitatea corespunzătoare de $Cr_2O_7K_2$ fără acid clorhidric. Nu se formează $[Cr(H_2O)_5Cl]Cl_2 + H_2O$	0,75	0,77% este valoarea calculată Reacția de formare a $Cr_2O_7K_2$ nu se petrece
Covasil preparat la întreprinderea „Victoria" — București	0,42	Reacția de formare a $[Cr(H_2O)_5Cl]Cl_2H_2O$ decurge parțial
Covasil preparat la întreprinderea „Victoria" — București, după 10 zile de depozitare	0,36	$Cr_2O_7K_2$ nu mai reacționează în timp

clorhidric, rămînînd ca atare în produsul final, ceea ce justifică cazurile de iritații, care se întîlnesc în exploatare.

Aceste situații se datorează deci neconducerii corecte a reacției dintre bicromatul de potasiu și acidul clorhidric în industrie, ceea ce se concretizează prin prezența bicromatului de potasiu nereacționat în liant.

Evident că apariția cazurilor de iritații sau dermatoze este favorizată și de nerespectarea măsurilor de protecția muncii.

Deoarece prezența clorurii pentaaqvoclorocromice are efectul numai de a colora produsul Covasil într-o culoare verde convenabilă care conferă aceleași calități fără a prezenta nici un fel de toxicitate.

Au fost experimentate mai multe tipuri de coloranți care au fost adăugați în proporții diferite.

Probele au fost efectuate la scară de laborator, încercîndu-se următorii coloranți: albastru reactiv UV 150%; albastru verzui melacril 5G; albastru direct rezistent FAL; pigment ecarlat RN; albastru direct FF și verde acid rezistent G.

Rezultatele cele mai favorabile au fost obținute cu colorantul verde acid rezistent G STAS 3117—76, care a condus la obținerea unui liant cu proprietăți tehnologice corespunzătoare și cu o colorație plăcută.

Proprietățile fizice ale liantului obținut. S-au efectuat o serie de determinări ale proprietăților fizice ale liantului preparat cu colorantul verde acid rezistent G, în comparație cu produsul Covasil preparat cu bicromat de potasiu, pentru a se vedea dacă există diferențe deosebite ale proprietăților amestecurilor de formare obținute cu cei doi lianți.

La obținerea ambilor lianți s-au utilizat aceiași componenți cu aceleași caracteristici.

Silicatul de sodiu, care intră în proporții de peste 70% în compoziția lianților, a prezentat următoarele caracteristici:

densitate $-D_{15} = 1{,}4564$;
modul $- = 2{,}56$.

Viscozitatea celor doi lianți a fost determinată la aparatul Reotest — 2, folosindu-se

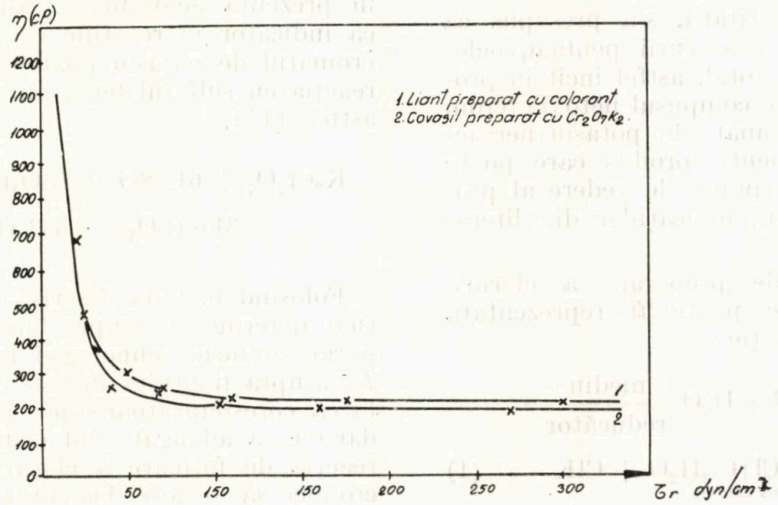


Fig. 1. Curbele de viscozitate ale Covasilului și liantului cu colorant

iar, după cum s-a constatat, procesul de fabricație a acestui produs nu a fost bine însușit, s-au efectuat încercări și experimentări la scară de laborator și apoi la scară industrială, pentru înlocuirea bicromatului de potasiu și acidului clorhidric cu un colorant puternic,

cilindrul de măsurare S_3, a cărui caracteristică $\frac{r}{R}$ este egală cu 0,81 (r — raza cilindrului rotitor; R — raza vasului în care se rotește cilindrul) și constanta de 8,16.

Pentru lichidele newtoniene ecuația de curgere este exprimată de relația:

$$\tau = \eta R \text{ dyn/cm}^2 \qquad (3)$$

în care τ este tensiunea de forfecare, η reprezintă viscozitatea în cP, iar R este gradientul de viteză.

Pe baza valorilor experimentale obținute s-au trasat curbele de viscozitate (fig. 1) și de curgere (fig. 2) ale lianților studiați.

Analizîndu-se curbele de viscozitate și de curgere se constată că valorile viscozităților, în funcție de tensiunea de forfecare, sînt ase-

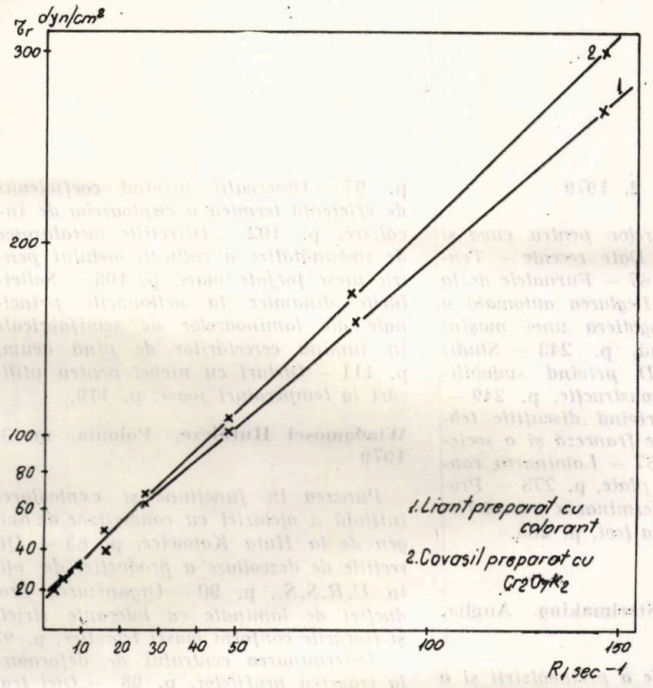


Fig. 2. Curbele de curgere ale Covasilului și liantului cu colorant

mănătoare, ceva mai ridicate în cazul liantului preparat prin întrebuințarea colorantului, iar curbele de curgere demonstrează că ambii lianți posedă capacități de curgere satisfăcătoare și asemănătoare, putînd face față necesităților din practica turnătoriilor sub aceste aspecte.

Curbele de curgere ale Covasilului și liantului preparat cu colorant arată că aceste produse se comportă din punct de vedere al curgerii ca lichide newtoniene.

Proprietățile tehnologice. Pentru determinarea proprietăților tehnologice s-au preparat amestecuri de formare, introducîndu-se o proporție de 6% liant, și confecționîndu-se din amestecuri epruvete pentru determinarea permeabilității și rezistenței la compresiune, tracțiune și încovoiere.

Epruvetele s-au întărit prin suflare cu CO_2 timp de 60 s, cu un debit de 15 l /min.

Caracteristicile fizico-chimice ale nisipului de Aghireș utilizat sînt prezentate în tabelul 2.

S-au efectuat de asemenea epruvete pentru determinarea indicelui de aderență A și indicelui de dezbatere D, conform metodelor descrise în literatură pentru efectuarea acestor

Tabelul 2

Caracteristici	SiO_2	Al_2O_3	Fe_2O_3	CaO + + MgO	Na_2O + + K_2O	Pc	pH	*Plev*
Proporții, %	97,5	0,8	0,48	0,58	0,3	0,2	7,7	0,5

determinări [5]. Rezultatele încercărilor efectuate în paralel cu produsul Covasil preparat conform tehnologiei de fabricație și cu liantul preparat cu colorant verde acid rezistent G sînt prezentate în tabelul 3.

Tabelul 3

Caracteristici	Covasil	Liant cu colorant
Permeabilitate, cm^3/cm^2 1 min	125	138
Rezistența la compresiune, daN/cm²	16,5 – 17	18 – 20
Rezistența la tracțiune, daN/cm²	1,5 – 1,8	2,5 – 2,8
Rezistența la încovoiere	9 – 10,5	9 – 10
Indicele de dezbatere D	33,3	28
Indicele de aderență A	7,1	7,1
Numărul de lovituri la sonetă pentru efectuarea dezbaterii	3	2

Rezultatele obținute demonstrează că proprietățile tehnologice ale amestecurilor de formare preparate cu liantul cu colorant sînt asemănătoare cu acelea prezentate de amestecurile de formare preparate cu Covasil.

Atît din punct de vedere al permeabilității, cît și al rezistențelor și capacității de dezbatere a pieselor turnate în miezuri și forme confecționate din amestecuri de acest tip se poate afirma că substituirea clorurii pentaaqvoclorocromice din compoziția Covasilului cu colorant verde acid rezistent G nu provoacă modificări ale proprietăților liantului și, ca atare, acesta poate fi utilizat la prepararea amestecurilor de formare în aceleași condiții cu Covasilul, obținîndu-se rezultate tehnologice corespunzătoare.

Întrucît eliminarea clorurii pentaaqvoclorocromice din compoziția Covasilului are ca rezultat și reducerea cheltuielilor materiilor prime, s-a analizat oportunitatea și s-a stabilit ca fabricarea industrială a produsului Covasil să fie efectuată prin utilizarea colorantului, astfel încît în liant să nu mai existe nici un fel de compus cu crom.

Se menţionează că măsurile de protecţie la utilizarea Covasilului vor trebui luate în continuare, deoarece acest produs conţine silicat de sodiu (în proporţii mari) care are o bazicitate ridicată, putînd produce iritaţii sau sensibilizări ale epidermei.

Lucrarea soluţionează satisfăcător problema iritaţiilor şi dermatozelor apărute la utilizarea liantului Covasil, prin eliminarea compuşilor cu crom din compoziţia acestuia.

BIBLIOGRAFIE

[1] Neniţescu, C.D. *Chimie generală.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1963, p. 717.

[2] * * * *Manualul inginerului chimist,* vol. II. Bucureşti, Ed. tehnică, 1951, p. 2058.

[3] Blok, N.I. *Analiza chimică calitativă.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1955, p. 204.

[4] Dâmov, M.A. *Analiza tehnică a minereurilor şi metalelor.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1952, p. 334—344.

[5] Chiricuţă, I. şi colab. Comunicare la Congresul internaţional de turnătorie, Bucureşti, 1976.

REVISTA REVISTELOR

Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 2, 1979

Tratamentul termic continuu al tablelor laminate la rece cu ajutorul procedeului HOWAQ, p. 89 — *Coprodusele siderurgiei franceze. Cantităţile produse şi valorificate în 1974. Perspective de viitor*, p. 99 — *Cercetările C.E.C.O. în domeniul prelucrării deşeurilor siderurgice*, p. 113 — *Centrele de eliminare a deşeurilor industriale*, p. 117 — *Poluarea şi tratamentul fluidelor apoase de prelucrare a metalelor*, p 125 — *Problema haldelor*, p. 135 *Vegetaţia la haldele de la minele de fier. Metodă de reabilitare a haldelor existente*, p. 138.

C.I.T. Franţa, nr. 1, 1979

Aplicarea carbometriei gazoase la oţelăria cu oxigen de la SOLMER, p. 3 — *Producţia şi utilizarea gazului de furnal în Franţa*, p 15 — *Valorificarea optimă a gazului de furnal (lucrările Comisiei Europene pentru Energie)*, p. 21 — *Utilizarea informaticii la laboratoarele de chimie analitică din siderurgie*, p. 31 — *Controlul elaborării oţelurilor cu ajutorul metodelor de analiză automată*, p. 35 — *Tehnicile siderurgice ale anilor 1990—2000*, p 45 — *Îmbunătăţirea performanţelor de ardere a gazului de furnal prin folosirea oxigenului*, p. 55 — *Deformarea oţelurilor de tratament termic*, p. 67 — *Contribuţie la studiul amorsării fisurării prin corodare sub tensiune a oţelului 35 NCD 16 în mediu neutru clorurat*, p. 97 — *Aplicarea metalografiei cantitative la studiul structurilor văzute în proiecţie*, p. 111.

C.I.T., Franţa, nr. 2, 1979

Problema refractarelor pentru cuva şi etalajul furnalelor. Date recente — Tendinţe de viitor, p. 167 — *Furnalele de la Patural*, p. 223 — *Reglarea automată a nivelului băii la lingotiera unei maşini de turnare continuă*, p. 243 — *Studii efectuate la IRSID privind sudabilitatea oţelurilor de construcţie*, p. 249 — *Cîteva observaţii privind discuţiile tehnice între o societate franceză şi o societate japoneză*, p. 267 — *Laminarea controlată a produselor plate*, p. 273 — *Probleme legate de determinarea caracteristicilor de tracţiune la fevi*, p. 285.

Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 2, 1979

Analiza pe modele a preîncălzirii şi a carbonizării cărbunelui, p. 49 — *Practica unui furnal cu plăci de răcire şi jgheab rotativ pentru distribuirea încărcăturii la societatea Sidmar-Gand*, p. 56 — *Sistem de răcire pentru evitarea fisurilor axiale într-o tagă din oţel turnată continuu*, p. 62 — *Calculul bombării sleburilor turnate continuu printr-o teorie de încovoiere simplă*, p. 68 — *Utilizarea procedeului de retopire electrică sub zgură pentru lingouri mari de forjă, cu 2 300 mm diametru, la societatea Röchling-Burbach*, p. 75.

Hutnik, Polonia, nr. 3, 1979

Cercetări privind eficienţa lubrifierii la tragerea anumitor mărci de oţeluri aliate, p. 91 — *Optimizarea procesului de austenitizare a oţelului rapid SW7M*, p. 97 — *Observaţii privind coeficienţii de eficienţă termică a cuptoarelor de încălzire*, p. 102 — *Direcţiile metalurgice de îmbunătăţire a calităţii oţelului pentru piese forjate mari*, p. 106 — *Solicitările dinamice la acţionările principale ale laminoarelor de semifabricate în lumina cercetărilor de pînă acum*, p. 111 — *Oţeluri cu nichel pentru utilizări la temperaturi joase*, p. 119.

Wiadomosci Hutnicze, Polonia, nr. 3, 1979

Punerea în funcţiune şi exploatarea iniţială a oţelăriei cu convertizor de oxigen de la Huta Katowice, p. 85 — *Direcţiile de dezvoltare a producţiei de oţel în U.R.S.S.*, p. 90 — *Organizarea producţiei de laminate cu toleranţe stricte şi livrările conform masei teoretice*, p. 93 — *Determinarea centrului de deformare la tragerea profilelor*, p. 98 — *Oţel tratat termic pentru armarea betonului*, p. 103 — *Calitatea manşoanelor de fevi din oţel antiacid laminate oblic*, p. 110 — *Compararea procesului de oxidare a aliajelor Fe-Al cu doi componenţi şi a fontei cu aluminiu*, p. 113 — *Mecanizarea transportului intern de fier vechi*, p. 118 — *Optimizarea rapidă aproximată a procesului de producţie*, p. 120.

Giesserei, R.F.G. nr. 4, 1979

Prevederile regulamentului turnătoriilor pentru siguranţa locurilor periculoase la maşinile de turnare, p. 77 — *Cuptoarele rotative pentru topirea şi încălzirea fontei cenuşii şi fontei maleabile*, p. 85 — *Experienţe cu un cuptor rotativ de topire a fontei*, p. 88 — *Controlul nedistructiv al pieselor din cupru şi aliaje de cupru*, p. 90.

Dr. ing. I. Ripoşan, ing. D. Darie
Institutul politehnic—Bucureşti
şi
ing. S. Bosînceanu
Întreprinderea „23 August"—Bucureşti

Cercetări privind îmbunătăţirea etanşeităţii chiulaselor turnate din fontă cenuşie

CZ: 621.746.015

Fonta poate fi considerată ca fiind un material poros, constituit dintr-o masă metalică de bază, compactă, şi dintr-un număr mare de separări de grafit, care joacă rolul de canale de filtrare pentru gazul sau lichidul ce poate străbate peretele piesei. În acelaşi timp, un rol important în asigurarea unei etanşeităţi ridicate îl joacă microretasurile, ce conduc la porozitatea piesei.

Fontele destinate turnării chiulaselor trebuie să posede o rezistenţă la tracţiune de 250—350 N/mm² (funcţie de tipul materialului), o duritate de 180—200 *HB*, să fie rezistente la coroziune, creştere şi şoc termic [1]. În acelaşi timp se impune o conductibilitate termică ridicată şi o etanşeitate la valori mari.

Un rol important în asigurarea obţinerii unor fonte cenuşii cu etanşeitate ridicată îl joacă structura primară a fontelor şi în principal celulele eutectice. Pentru obţinerea unei etanşeităţi ridicate, K. H. Caspers recomandă realizarea unui număr de 400—600 CE/cm². Prin utilizarea unei încărcături constituite din 65% deşeuri de oţel, 2,9% carbură de siliciu (pentru dezoxidare), 30% deşeuri proprii şi 2,1% deşeuri de electrozi (pentru carburare) şi printr-o modificare cu 0,2% FeSiZr şi 0,10% (grafit :praf de aluminiu = 3 :1) se asigură realizarea unor fonte fără porozităţi [2], [3]. Fontele, elaborate în cuptorul cu inducţie acid, au prezentat la $S_C = 0{,}94$ o rezistenţă la tracţiune de 280 N/mm², o duritate relativă de 0,94, o structură formată din 100% P şi grafit tip A şi 450 CE/cm².

Etanşeitatea fontelor cenuşii este determinată în mare măsură de caracteristicile materialelor utilizate în încărcătura cuptorului şi în special de către fonta de primă fuziune. În vederea micşorării fenomenului de ereditate a acestor fonte, se realizează o aliere cu mangan (0,5% FeMn) ce asigură o dezoxidare a fontei şi o finisare a grafitului, o degazare cu minereu de apatită şi nefelină (0,5—0,6%) [4], se utilizează fontă de afinare în încărcătură.

Avînd în vedere faptul că grafitul constituie veritabile căi de pătrundere a fluidului sub presiune în peretele piesei, creşterea cantităţii de grafit şi a dimensiunilor separărilor de grafit conduc la micşorarea etanşeităţii.

În ceea ce priveşte masa metalică de bază, o structură feritică posedă o rezistenţă mecanică mai redusă, astfel încît la creşterea proporţiei de ferită din structura fontei se înregistrează o scădere a etanşeităţii acesteia.

Printr-o modificare a fontelor se realizează o finisare a structurii primare, iar prin aliere se poate obţine o structură preponderent perlitică, motiv pentru care cele două posibile tratamente în stare lichidă a fontei se utilizează pe scară largă în vederea măririi etanşeităţii.

În cadrul lucrării a fost urmărită posibilitatea îmbunătăţirii etanşeităţii fontelor cenuşii cu grafit lamelar, turnate în chiulase, pentru motoare Diesel. Cea mai mare parte a rebutului înregistrat la aceste tipuri de piese este datorat neetanşeităţii.

Fontele au fost elaborate în sistem duplex, cubilou (cu o productivitate de 9 t/h) — cuptor cu inducţie cu creuzet, cu căptuşeală acidă, la frecvenţa reţelei (3,5 t).

Fontele utilizate în mod curent la obţinerea chiulaselor (nr. 1, tab.1) sînt turnate în forme cu liant termoreactiv, pe conveior, la o temperatură de 1 270 — 1 320°C. Aceste fonte sînt aliate cu cupru şi modificate cu 0,2% Escaloy.

Îmbunătăţirea calităţii fontelor a fost realizată prin modificare (fontele nr. 2, tab.1) şi prin microaliere (fontele nr. 3, tab. 1).

Tabelul 1

Compoziţia chimică a fontelor utilizate

Tipul fontei	Compoziţia chimică, %					S_C	Obs.
	C	Si	Mn	S	Cu		
Fontă pentru chiulase	3,15—3,3	1,65—1,9	0,6—0,85	0,05—0,10	2	0,83—0,89	Modificare cu 0,2% Escaloy
Fontă modificată	3,18	1,65	0,6	0,099	—	0,83	0,2% modificator I.P.B
Fontă microaliată	3,26	1,72	0,72	0,082	—	0,86	0,15% şpan din YSn 83

Tabelul 2

Compoziția chimică a materialelor de inoculare

Materialul	Si	Ca	Al	Mg	Sn	Cu	Pb	Sb
Modificator I.P.B.	40—45	11—22	8—10	5—7	1—10	9—11	—	—
Aliaj YSn 83	—	—	—	—	86,46	3,2	0,34	10

În vederea modificării fontelor, a fost utilizat un modificator recomandat pentru fontele cu grad ridicat de saturație în carbon (din domeniul eutectic), produs în cadrul Catedrei turnătorie-forjă de la Institutul politehnic București (de către ing. I. Chira). Compoziția chimică a modificatorului este prezentată în tabelul 2. Prin elementele modificatoare (Mg, Ca) și cele cu acțiune perlitizantă (Cu, Sn), modificatorul acționează atit asupra grafitului, cit și a masei metalice de bază.

Pentru aliere, au fost utilizate deșeuri (șpan) din aliajul YSn 83, cu compoziția chimică prezentată în tabelul 2.

Modificarea și alierea au avut loc în oală cu capacitatea de 50 kg; temperatura de turnare a fost de 1 260°C în cazul fontei modificate și de 1 420°C în cazul fontei aliate.

Fontele martor, precum și cele modificate și aliate au fost turnate în chiulase, precum și și în probe tip pană și pentru determinarea rezistenței la tracțiune (Ø 30 mm) în forme din amestec termoreactiv. Pentru determinarea etanșeității, au fost turnate probe cilindrice în trepte (fig. 1) în forme din amestec cu silicat de sodiu, întărite cu bioxid de carbon. Din probele în trepte, au fost prelevate epruvete pentru măsurarea etanșeității (fig. 2).

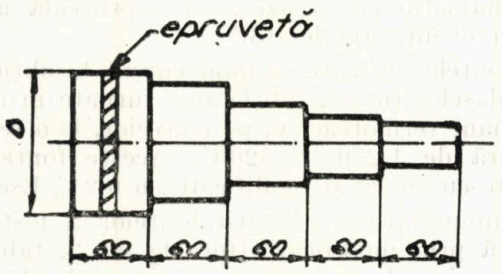


Fig. 1. Proba în trepte pentru determinarea etanșeității (stare turnată). Diametrul $D = 30$; 45; 60; 85 și 100 mm

În vederea măsurării etanșeității fontelor, a fost construit un dispozitiv*, care funcționează pe principiul preselor mecanice „Sidorov". Principiul de funcționare este următorul: un lichid, cu o capacitate ridicată de penetrare, este supus la presiune și obligat să treacă printr-o epruvetă cu o anumită grosime de perete. Se înregistrează presiunea la care se constată începerea penetrării lichidului (umezirea epruvetei).

Dispozitivul produs (fig. 3 și 4) are posibilitatea de a crea și măsura presiuni pînă la 250 daN/cm², dar domeniul de măsurare poate fi extins. Lichidul utilizat a fost „Terpinol", un diluant folosit pentru vopselele cu ulei, iar pentru punerea în evidență a penetrării lichidului (a umezirii epruvetei) s-a folosit pudră de talc.

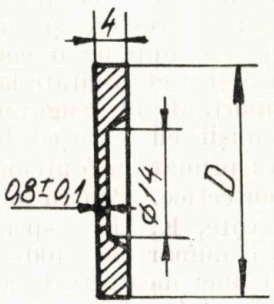


Fig. 2. Epruveta pentru măsurarea etanșeității (diametrul D a fost egal cu 30; 45 și 60 mm)

Diagrama de încărcare a dispozitivului este prezentată în figura 5. După fixarea epruvetei (*6*), cu șaiba de presare în dispozitiv (*5*), se strînge capacul de presare (*9*), pentru a se presa epruveta. Prin orificiul de vizitare al capacului se presară pe epruvetă talc, după care se ridică presiunea la 25 daN/cm². După o perioadă de așteptare de 2—4 min, presiunea se ridică treptat (fig. 5), cu ajutorul dispozitivului de presare (*2—3*). Presiunea realizată este indicată de un manometru (fig. 4), înregistrîndu-se presiunea la care pudra de talc începe să se umezească. Se impune ca presiunea să nu fie ridicată brusc, de asemenea în timpul ridicării presiunii este indicat să nu se facă observații asupra epruvetei, datorită pericolului spargerii bruște a acesteia.

Fontele utilizate la experimentări au gradul de saturație în carbon ridicat ($S_C = 0{,}83 - 0{,}89$). Caracteristicile structurale ale acestor fonte sînt prezentate în tabelul 3 și figura 6.

Fontele prezintă în structură grafit lamelar de dimensiuni medii (80—280 μm), prin modificare și microaliere obținîndu-se o finisare a separărilor de grafit.

* Dispozitivul a fost executat în cadrul lucrării de diplomă, de către ing. D. Darie.

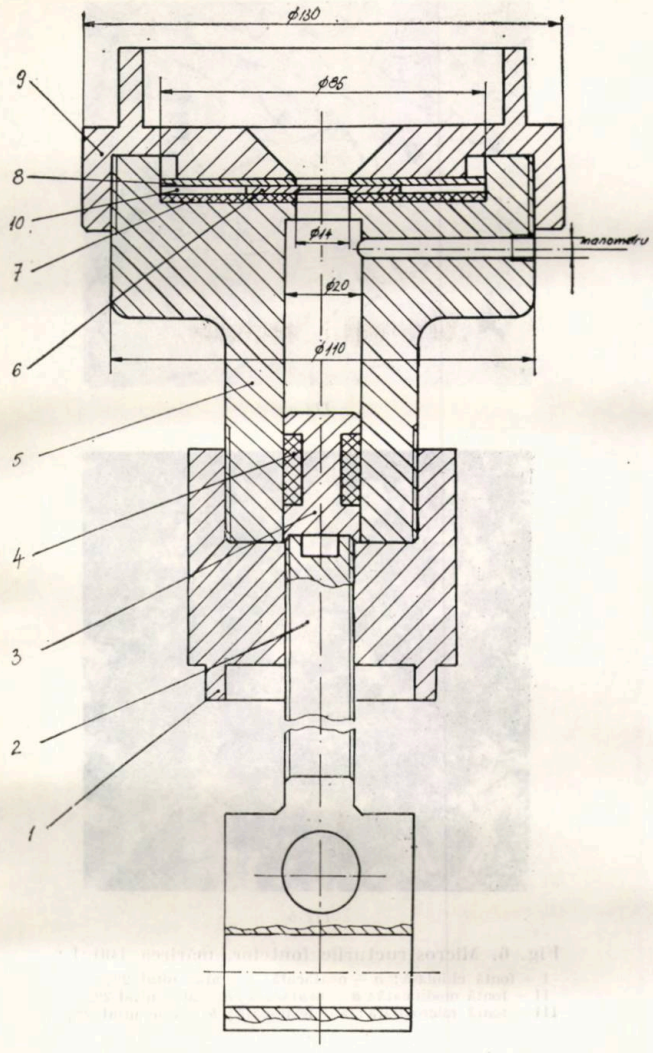


Fig. 3. Dispozitiv pentru măsurarea etanșeității:
1 — corp dispozitiv; *2* — șurub presare; *3* — piston presare; *4* — garnitură cauciuc; *5* — suport dispozitiv; *6* — probă; *7* — garnitură cauciuc; *7* — șaibă presare; *9* — capac presare; *10* — inel centrare

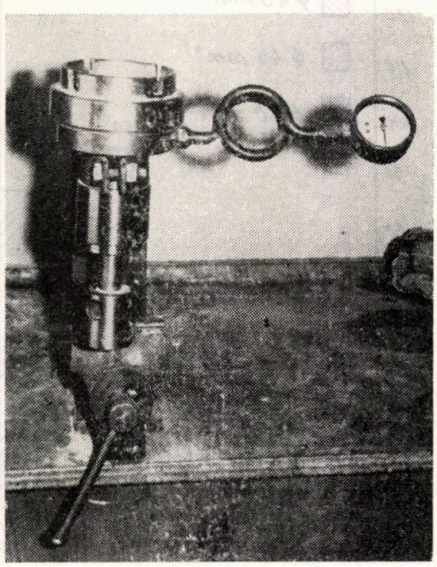


Fig. 4. Aspectul dispozitivului pentru măsurarea etanșeității

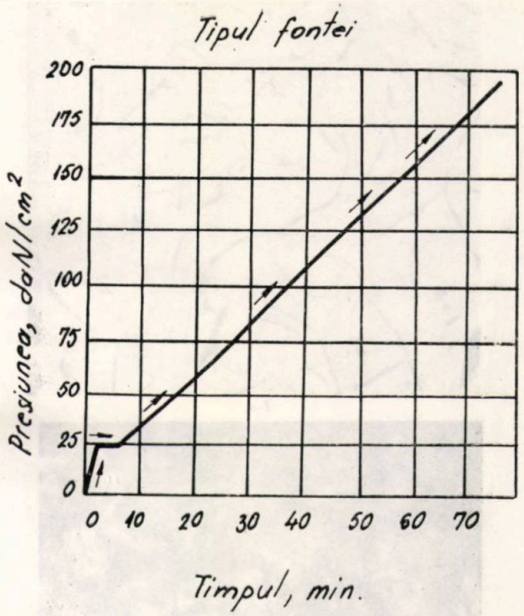


Fig. 5. Diagrama de încărcare a dispozitivului

Tabelul 3

Analiza structurală a fontelor

Tipul fontei	Lungimea lamelor de grafit, μm		Perlită, %
	Limite	Valoare medie	
Fontă pentru chiulase	130—280 (G16)	165	98
Fontă modificată	80—145 (G15)	115	98
Fontă microaliată	90—130 G15)	105	98

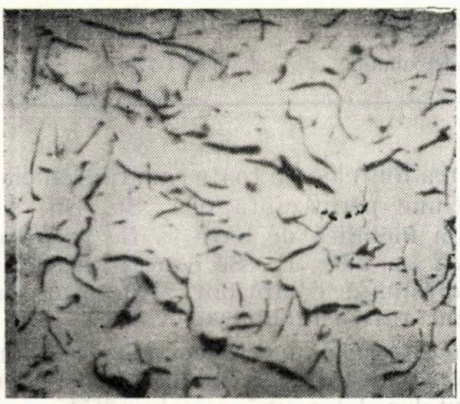
Alierea fontelor (în toate cazurile) cu elemente cu acțiune perlitizantă (Cu, Sn, Sb) a făcut ca masa metalică de bază să fie preponderent perlitică ($\geqslant$ 98% P). Se constată deci că fontele corespund condițiilor structurale impuse în cazul turnării chiulaselor.

Caracteristicile mecanice ale fontelor sînt prezentate în tabelul 4. Modificarea și microalierea fontelor determină o îmbunătățire a rezistenței la tracțiune a acestora, mărindu-se însă în același timp și duritatea. Acest lucru face ca, odată cu creșterea rezistenței relative să se mărească și duritatea, valorile acestor indici de calitate rămînînd totuși subunitare. Această acțiune asupra caracteristicilor mecanice determină o scădere a indicelui general de calitate (*I.C.*), ceea ce înrăutățește într-o anumită măsură prelucrabilitatea fontelor.

Etanșeitatea fontelor a fost exprimată prin valoarea presiunii, la care se înregistrează începutul penetrării lichidului prin peretele piesei (probei). Rezultatele obținute sînt prezentate în figura 7. Determinările au fost efectuate pe epruvete, prelevate din probele turnate, cu grosimea de 30; 45 și 60 mm (fig. 1).

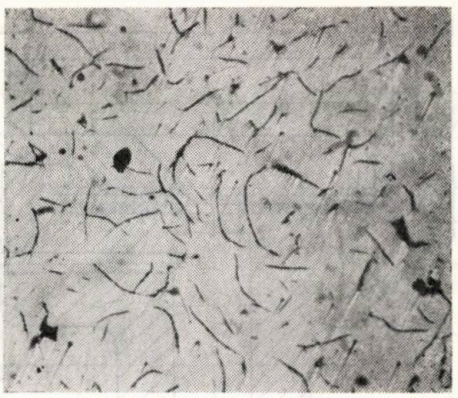
I-a

I-b

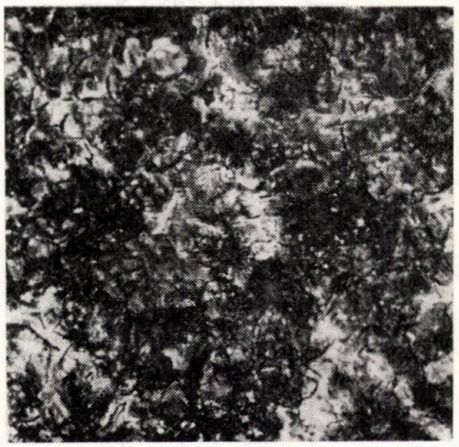


II-a

II-b



III-a



III-b

Fig. 6. Microstructurile fontelor, mărirea 100 :1 :
I — fontă chiulasă; *a* — neatacată; *b* — atac nital 2%;
II — fontă modificată; *a* — neatacată; *b* — atac nital 2%;
III — fontă microaliată: a — neatacată; *b* — atac nital 2%

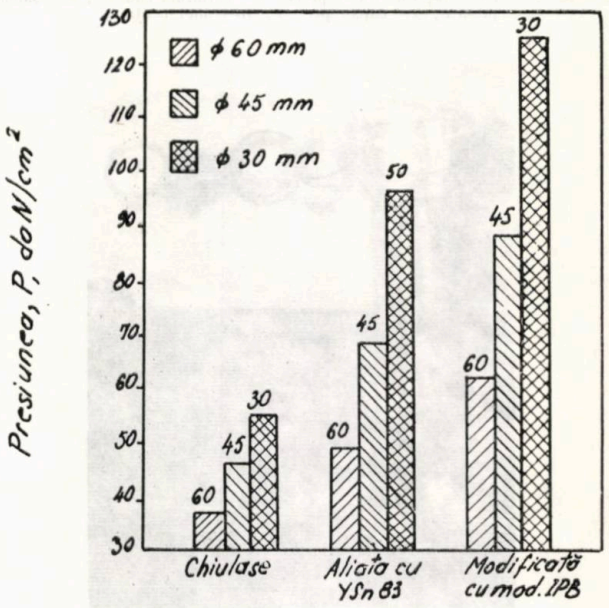


Fig. 7. Comportarea la încercarea la etanșeitate a fontelor

Tabelul 4

Caracteristicile mecanice ale fontelor

Tipul fontei		S_C	Rezistența la tracțiune R, N/mm²	Duritatea, HB	Rezistența relativă, RR	Duritatea relativă, RH	Indicele general de calitate, IC
Fontă pentru chiulase		0,85	250	211	0,783	0,890	0,880
Fontă modificată	Inițială	0,83	280	211	0,835	0,864	0,966
	După modificare	0,83	305	231	0,910	0,946	0,963
Fontă microaliată	Inițială	0,86	255	187	0,820	0,802	1,022
	După microaliere	0,86	280	217	0,900	0,931	0,966

$$RR = \frac{R_{30}}{1\,020 - 825\,S_C}\,; \quad RH = \frac{HB_{30}}{538 - 355}\,; \quad IC = \frac{RR}{RH}$$

Creșterea grosimii de perete, deci micșorarea vitezei de răcire conduce, în toate cazurile, la scăderea etanșeității fontelor.

Microalierea și modificarea fontelor determină îmbunătățirea etanșeității acestora, în special în condițiile unor viteze de răcire mai mari, respectiv a unor grosimi de perete mai mici.

Etanșeitatea fontelor cenușii cu grafit lamelar poate fi îmbunătățită printr-o modificare, în cadrul căreia fontele sînt tratate atît cu elemente cu acțiune modificatoare (Ca, Mg), cît și cu elemente ajutătoare, cu acțiune perlitizantă (Cu, Sn).

Rezultate bune au fost obținute de asemenea printr-o microaliere a fontelor cu elemente cu acțiune perlitizantă (Cu, Sn, Sb), introduse în fontă sub forma unor deșeuri rezultate la ebosare (șpan din aliajul YSn 83).

Prin modificare și microaliere, au fost obținute fonte perlitice, cu grafit lamelar, cu rezistența la tracțiune de 280—310 N/mm² și duritatea de 210—230 HB, la un grad de saturație în carbon $S_C = 0{,}83 - 0{,}86$.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sofroni, L. și Ștefănescu, D.M. *Fonte modificate cu proprietăți superioare*. București, Editura tehnică, 1971.

[2] Caspers, K.H. *Untersuchungen an Fehlstellen in undichten Zylinderköpfen aus Gusseisen mittels Rasterelektronenmikroskop und Mikrosonde*. În: Giesserei, nr. 26, 1967, p. 735—737.

[3] Caspers, K.H. Patent R.F.G., C 21 C 1/08, înr. 26. II. 1975, publicat 9. IX. 1976

[4] Nicholas, K.E.L. *Shrinkage Defect in Grey Iron Castings-Metal Factory*. În: BCIRA, nr. 2, 1962, p. 166—172.

Studiul cristalizării fontelor albe mediu aliate cu crom și vanadiu

Dr. ing. D.M. Ștefănescu, fiz. Șt. Crăciun, ing. M. Serachitopol, ing. M. Leibu și V. Patras

I.C.P.T.S.C. — București

CZ: 548:669.13

O serie de cercetări efectuate în ultimii ani în special în R.S. România [1]—[3] și Cehoslovacia [4], [5], dar și în alte țări [6] au demonstrat clar utilitatea vanadiului în fontele albe aliate cu crom, destinate turnării pieselor care lucrează în condiții de uzare abrazivă. Deși fontele albe mediu aliate cu crom și vanadiu au intrat deja în practica industrială, modul de formare a structurii lor nu a fost elucidat. Morfologia carburilor de vanadiu din aceste fonte este foarte variată: sferice, cubice, dendritice. Încercările de uzare efectuate în laborator și rezultatele obținute în industrie au demonstrat că din punct de vedere al comportării în condiții de uzare există o morfologie optimă a carburilor de vanadiu. Obținerea sistematică în practică a structurii optime impune cunoașterea secvențelor de solidificare. Ca urmare, în această lucrare se propune studiul cristalizării fontelor albe aliate cu 5% Cr și diferite cantități de vanadiu, inclusiv trasarea unei diagrame de fază pentru sistemul cuaternar Fe—C—Cr—V și anume o secțiune corespunzînd compoziției chimice 3,4% C, 5% Cr.

Modul de lucru. Cercetarea a avut două etape. În prima etapă s-a urmărit determinarea punctelor de transformare caracteristice, în scopul delimitării domeniilor de solidificare. În a doua etapă s-a urmărit determinarea structurilor caracteristice pentru fiecare domeniu de cristalizare rezultat.

În cadrul primei serii de încercări s-au elaborat șapte topituri cu conținut constant de C și Cr, dar cu conținut crescător de V. La elaborare s-a folosit un cuptor cu inducție la frecvența de 8 000 Hz, cu capacitatea de 6 kg fontă. Din fiecare topitură s-au turnat probe pentru trasarea curbei de răcire și a derivatei acesteia în raport cu timpul. În acest scop s-a utilizat un aparat de construcție românească constînd din:

— cupă de nisip peliculizat pentru analiză termică, cu dimensiunile Ø 55 × 75 mm;
— termocuplu Pt-PtRh cu cablu de compensație;
— adaptor termometric cu bloc de derivare;
— înregistrator cu două canale pentru înregistrarea simultană a curbei de răcire și a derivatei acesteia.

În cadrul celei de a doua serii de încercări, în scopul determinării constituenților structurali, s-a folosit metoda răcirii rapide a picăturilor de fontă în curs de solidificare de la diferite temperaturi. Pentru aceasta într-o bucșă de grafit s-au practicat șase orificii în care s-au introdus teci de cuarț conținînd pulbere din aliajul de cercetat. Bucșa de grafit a fost încălzită prin curenți de înaltă frecvență pînă la aproximativ 1 500°C, după care în cursul răcirii, la anumite temperaturi, tecile de cuarț cu topiturile de fontă au fost răcite brusc în apă. Temperaturile de călire în apă au fost determinate de evenimentele termice semnalate de curbele de răcire.

Rezultatele obținute și discuții. Compozițiile chimice ale topiturilor elaborate sînt prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Compozițiile chimice ale topiturilor elaborate

Topitura	Compoziția chimică, %						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V
1	3,30	0,91	0,55	0,031	0,012	4,82	—
2	3,34	1,23	0,65	0,022	0,021	4,82	1,70
3	3,37	1,25	0,63	0,029	0,009	4,70	3,05
4	3,44	1,26	0,90	0,025	0,008	4,88	5,20
5	3,33	1,27	0,94	0,020	0,009	5,01	6,22
6	3,44	1,14	0,85	0,021	0,008	4,91	6,73
7	3,40	1,27	1,00	0,018	0,008	4,95	8,76

Așa cum s-a arătat, în fiecare topitură s-au turnat probe pentru trasarea curbelor de răcire și a derivatelor acestora. Pentru explicarea modului în care s-au determinat temperaturile caracteristice se urmăresc curbele din figura 1 trasate pentru topitura *3*. S-au determinat succesiv:

— temperatura de solidificare lichidus masivă (palierul lichidus) T_{Lm};
— temperatura de început de solidificare eutectică T_{Ei};
— temperatura de solidificare eutectică masivă T_{Em};
— temperatura de sfîrșit de solidificare eutectică T_{Ef};
— temperatura de transformare eutectoidă *Te*.

Se precizează că din înregistrarea grafică a derivatei curbei de răcire nu a fost posibilă determinarea începutului de cristalizare lichidus.

Așa cum rezultă din [7] solidificarea primară începe înainte de palierul lichidus. Această

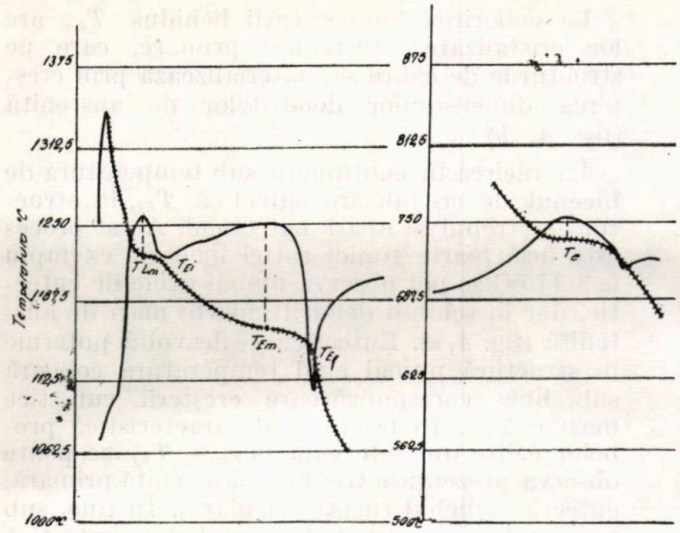


Fig. 1. Curba de răcire și derivata în raport cu timpul acesteia pentru o probă din topitura *3*

diferență de temperatură poate fi considerată ca o subrăcire la cristalizare primară.

Temperaturile caracteristice de pe curbele de răcire ale topiturilor experimentale determinate ca în figura 1 se prezintă în tabelul 2.

Tabelul 2

Temperaturile de transformare în stare lichidă ale topiturilor elaborate

Topitura	Temperatura, °C				
	T_{Lm}	T_{Ei}	T_{Em}	T_{Ef}	T_e
1	1 231	1 219	1 150	1 125	737
2	1 225	1 209	1 156	1 131	737
3	1 222	1 218	1 167	1 148	737
4	1 231	1 212	1 173	1 159	737
5	1 247	1 219	1 176	1 162	735
6	1 255	1 222	1 177	1 162	729
7	1 271	1 227	1 187	1 172	725

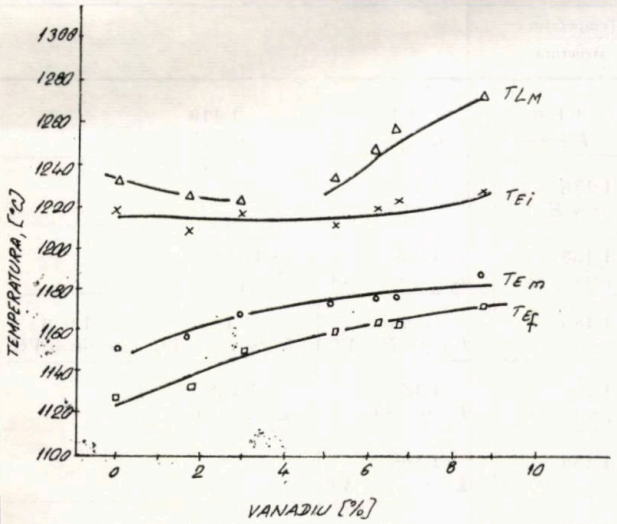


Fig. 2. Secțiunea prin diagrama Fe—C—Cr—V la 3,4% C și 5% Cr, trasată prin interpretarea rezultatelor analizei termice

Cu rezultatele din tabelul 2 s-au construit diagrama de fază din figura 2. Se observă că sistemul Fe—C—Cr—V studiat prezintă un domeniu eutectic situat între T_{Ei} și T_{Ef}. Curbele de răcire au mai pus în evidență existența unor temperaturi lichidus de solidificare masivă T_{Lm}, de asemenea prezentate pe diagrama din figura 2.

Din probele pentru care s-au prelevat curbele de răcire s-au pregătit șlifuri metalografice. Rezultatele analizei metalografice se dau în tabelul 3. Se observă că pe măsură ce crește conținutul de V din fontă au loc o serie de modificări structurale esențiale. Astfel la peste 3,05% V, eutecticul nu mai este de tip ledeburitic ca la topiturile cu V mic (fig. 3, *a*), ci devine de tip radial (fig. 3, *b*). Pe de altă parte, pe măsură ce crește conținutul de V în structură apar carburi de V, mai întîi sub formă globulară (fig. 3, *b*), iar de la 6,73% V în sus, sub formă dendritică (fig. 3, *c*).

Tabelul 3

Structurile probelor Ø 55 la temperatura ambiantă

Topitura	Structura	Vanadiu, %
1	Eutectic ledeburitic + perlită	0
2	Eutectic ledeburitic + perlită	1,70
3	Eutectic radial + perlită + VC globulară	3,05
4	Eutectic radial + perlită + VC globulară	5,20
5	Eutectic radial + perlită + VC dendritice	6,22
6	Eutectic radial + perlită + VC dendritice	6,73
7	Eutectic radial + perlită + VC dendritice	8,76

Această complexitate structurală nu a permis elucidarea cristalizării aliajelor investigate din sistemul cuaternar Fe—C—Cr—V numai din datele obținute prin utilizarea metodei analizei termice simple și derivate.

Așa cum s-a arătat pentru lămurirea aspectelor legate de succesiunea formării fazelor în cursul cristalizării, în a doua etapă a cercetărilor s-a utilizat metoda călirii picăturilor de aliaj. Centralizarea rezultatelor experimentale s-a făcut în tabelul 4.

În cazul topiturii *1*, fără conținut de vanadiu, structura picăturii călite în apă de la 1 250°C este alcătuită dintr-o masă de carburi aciculare și din dendrite fine de austenită (fig. 4, *a*). Se consideră că dacă viteza de răcire ar fi fost și mai mare, s-ar fi putut obține o masă aciculară în toată secțiunea, corespunzînd călirii lichidului și transformării sale în solid fără difuziune. În condiții experimentale se pare însă că au avut loc oarecare procese de difuzie, ceea ce a permis separarea dendritelor fine de

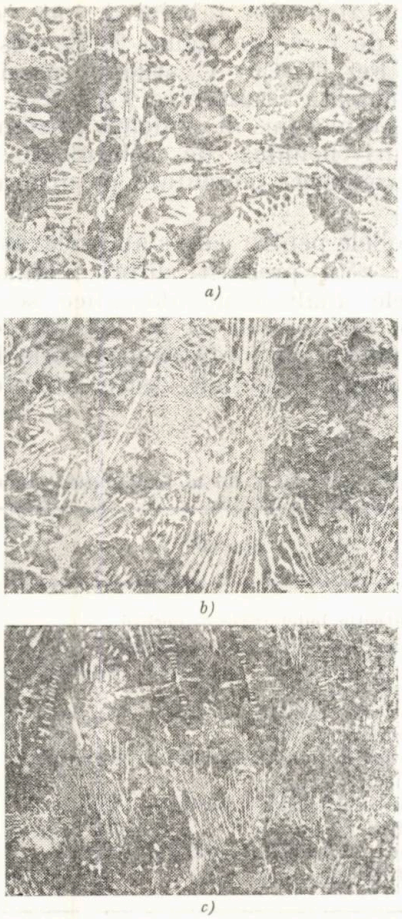


Fig. 3. Structurile probelor cu diametrul de 55 mm la temperatura ambiantă :
a) – topitura *1* fără V ; *b*) – topitura *4* cu 5,2% V ; *c*) – topitura *6* cu 6,73%V

austenită. Avînd în vedere acest lucru s-a considerat că structura din figura 4, *a* corespunde stării lichide.

La coborîrea temperaturii lichidus T_{Lm} are loc cristalizarea austenitei primare, care pe structurile de călire se materializează prin creșterea dimensunilor dendritelor de austenită (fig. 4, *b*).

La răcirea în continuare sub temperatura de început de cristalizare eutectică T_{Ei}, în structură ar trebui să apară eutecticul. Acest proces este însă foarte timid, astfel încît de exemplu la 1 175°C se pot observa numai urme de eutectic, dar în schimb dendrite foarte mari de austenită (fig. 4, *c*). Eutecticul se dezvoltă puternic în structură numai cînd temperatura coboară sub linia corespunzătoare creșterii eutectice masive T_{Em}. În figura 4, *d* caracteristica probelor călite din intervalul $T_{Em} - T_{Ef}$ se poate observa prezența a trei faze : austenită primară, eutectic și lichid (masă aciculară). În fine, sub temperatura de sfîrșit de cristalizare eutectică T_{Ef}, structura este alcătuită exclusiv din eutectic ledeburitic și austenită primară (fig. 4, *e*).

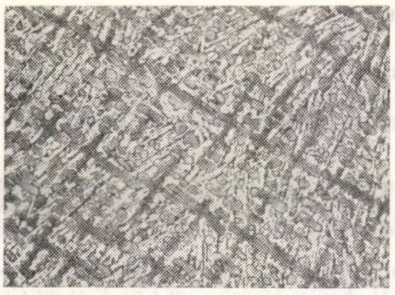
Succesiunea cristalizării fazelor este similară în cazul topiturii *2*.

În cazul topiturii *3* în domeniul lichidus, în afară de austenită, apare o nouă fază și anume carburi de V cu aspect globular (fig. 5, *a*). De fapt, așa cum s-a arătat într-o lucrare anterioară, aceste carburi cu aspect globular alcătuiesc un agregat sferic de tip coral. Între brațele carburii de V cristalizează tot austenită. La temperaturi mai mici de T_{Ef} structura se compune din eutectic radial, carburi de V și austenită (fig. 5, *b*).

Succesiuni similare ale cristalizării fazelor s-au obținut în cazul topiturilor *4*, *5* și *6*. În cazul topiturii *7*, proporția de carbură de V este atît de mare, încît austenita nu mai cristalizează separat, ca fază distinctă, ci numai

Structurile picăturilor călite de la diferite temperaturi *Tabelul 4*

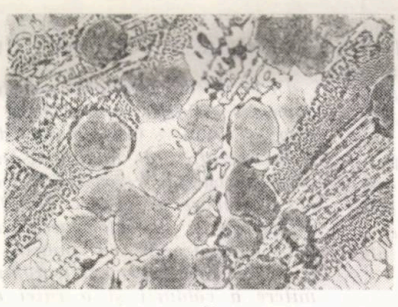
Topitura	Temperatura structura							
1	1 250 *L*	1 225 *L*+γ	1 219 *L*+γ	1 175 *L*+γ	1 150 *L*+γ+	1 131 *L*+γ+*E*	1 119 γ+*E*	
2	1 250 *L*	1 232 *L*+	1 216 *L*+γ	1 162 *L*+γ	1 136 *L*+γ+*E*	1 120 γ+*E*		
3	1 244 *L*	1 234 *L*	1 218 *L*	1 188 *L*+γ+*VC*	1 168 *L*+γ+*VC*	1 150 *L*+*E*+γ+*VC*	1 130 *E*+γ+*VC*	
4	1 250 *L*	1 238 +*L*	1 218 *L*+γ+*VC*	1 200 *L*+γ+*VC*	1 180 *L*+γ+*VC*	1158 *L*+γ+*E*+*VC*	1 144 *L*+γ+*E*+*VC*	1 036 γ+*E*+*VC*
5	1 270 *L*	1 250 *L*	1 238 *L*+γ+*VC*	1 224 *L*+γ+*VC*	1 200 *L*+γ+*VC*	1 188 *L*+γ+*VC*	1 168 *L*+γ+*VC*	
6	1 282 *L*	1 262 *L*+γ+*VC*	1 232 *L*+γ+*VC*	1 200 *L*+γ+*VC*	1 188 *L*+γ+*VC*	1 168 *L*+γ+*E*+*VC*		
7	1 300 *L*	1 282 *L*	1 238 *L*+*VC*	1 200 *L*+*VC*	1 182 *L*+*VC*+	1 162 *E*+*VC*	1 145 *E*+*VC*	



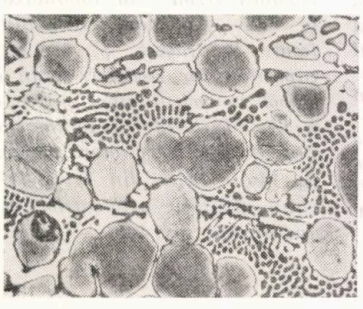
a)

b)

c)



d)



e)

Fig. 4. Secvențele cristalizării la topitura *1*:

a) — călire de la 1 250°C; *b*) — călire de la 1 219°C; *c*) — călire de la 1 175°C; *d*) — călire de la 1 131°C; *e*) — călire de la 1 119°C. Atac Villela × 200

a)

b)

Fig. 5. Structuri de călire caracteristice pentru topitura *3*:

a) — călire de la 1 168°C; *b*) — călire de la 1 130°C. Atac Villela × 200

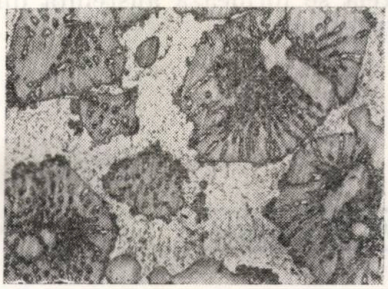


Fig. 6. Structura unei probe din topitura *7*, după călire de la 1 182°C. Atac Villela × 200

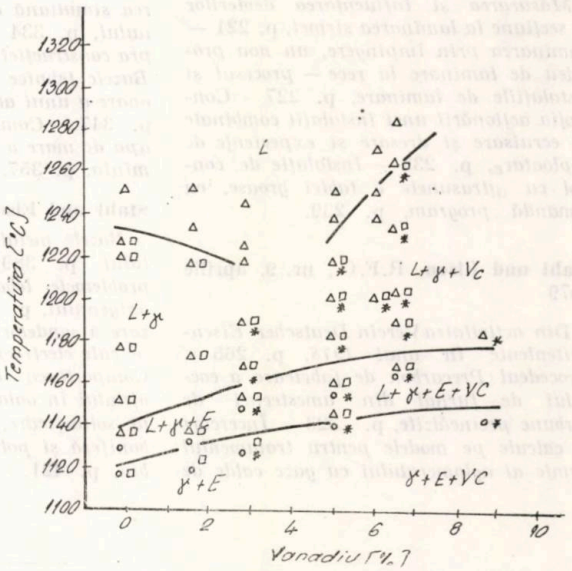


Fig. 7. Secțiune prin diagrama Fe—C—Cr—V la 3,4% C și 5% Cr trasată prin interpretarea rezultatelor picăturilor călite

în jurul carburilor de V, ca urmare a sărăcirii în carbon a lichidului cuprins între braţele carburilor de vanadiu (fig. 6).

Rezultatele obţinute, centralizate în tabelul 4, au fost prezentate grafic în figura 7. Comparînd diagramele din figurile 2 şi 7, se observă că liniile lichidus (T_{Lm}) şi eutectice (T_{Em} şi E_{ef}) au aceeaşi alură, diferenţa de poziţie fiind de cîteva grade. Din punct de vedere al preciziei trebuie acordat credit metodei analizei termice, astfel încît se consideră că temperaturile de transformare sînt cele din figura 2, iar domeniile structurale sînt cele rezultate din figura 7.

Din experimentările efectuate a rezultat că în fontele cu 3,4% C şi 5% Cr, carbura de vanadiu de tip coral (favorabilă din punct de vedere al rezistenţei la uzare abrazivă) apare în structură începînd de la 3% V. La mai puţin de 3% V structura constă din austenită primară şi eutectic de tip ledeburitic. La mai mult de 3% V, în afară de austenită, la solidificarea primară apare şi carbura de vanadiu de tip coral. Eutecticul îşi schimbă morfologia devenind radial. La 8,76% V singura fază primară observată este carbura de vanadiu, în jurul căreia se formează austenita din lichidul sărăcit în carbon.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ştefănescu, D.M. şi Crăciun, St. *Abrasion resistant cast irons alloyed with chromium and vanadium.* 42 Congresso International de Fundiçao, Lisabona, 1975.

[2] Ştefănescu, D. M., Dinescu, L. şi Surdulescu, M. *Gusseisen für Wurfschaufeln von Schleuderstrahlanlagen.* În : Giesserei Praxis, nr. 4, 1976, p. 39—44.

[3] Ştefănescu, D.M., Dinescu, L. şi Surdulescu, M. *Fontes blanches au Cr—V et au Cr—V—Mo utilisées pour des palettes de grenailleuse.* 2-ème Coloque international sur les alliages ferreux a hautes teneurs en chrome et en carbone pour outillages, pièces d'usure et cylindres de laminoirs, Saint-Etienne, 1977.

[4] Fremunt, P., Pascal, B. şi Varhanicek, J. Verschleisefeste Gusstücke aus Vanadium Gusseisen. În : Giesserei Praxis, nr. 20, 1974, p. 401—409.

[5] Fremunt, P., Pacal, B. şi Rusnak, Z. *Vysokolegovana vanadova litina.* În: Slevarenstvi, nr. 9 1971, p. 384—387.

[6] Parent—Simion, S., Arnould, J. şi Schissler, J.M. *Les fontes blanches au chrome — vanadium. Leur intérêt pour la résistance à l'usure.* În : Fonderie, nr. 375, 1978, p. 43—53.

[7] Hribovsek, B.J. şi Marincek, B. *Thermal analysis of bulk solidified cast iron melts.* The metallurgy of cast iron. Georgi Publishing Company, St. Saphorin, Elveţia, 1975, p. 659—672.

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 6, martie 1979

Măsurarea şi influenţarea devierilor de secţiune la laminarea sîrmei, p. 221 — *Laminarea prin împingere, un nou procedeu de laminare la rece — procesul şi instalaţiile de laminare*, p. 227 — *Concepţia acţionării unei instalaţii combinate de ecruisare şi dresare şi experienţe de exploatare*, p. 232 — *Instalaţie de control cu ultrasunete a tablei groase, cu comandă program*, p. 239.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 9, aprilie 1979

Din activitatea Verein Deutscher Eisenhüttenleute în anul 1978, p. 265 — *Procedeul Precarbon de fabricare a cocsului de furnal din amestecuri de cărbune preîncălzite*, p. 323 — *Încercări şi calcule pe modele pentru tratamentul termic al aglomeratului cu gaze calde de proces, după aprindere*, p. 327 — *Topirea buretelui de fier sau a fierului vechi într-un recipient de oţelărie prin suflarea simultană a cărbunelui fin şi oxigenului*, p. 334 — *Influenţa zidăriei asupra construcţiei convertizoarelor*, p. 340 — *Bazele tehnice şi economice de dimensionare a unui atelier central de întreţinere*, p. 347 — *Comportarea la coroziune în apa de mare a oţelurilor acoperite cu aluminiu*, p. 357.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 8, 1979

Bazele metalurgice ale dezoxidării oţelului, p. 389 — *Stadiul dezvoltării şi problemele legate de tehnica măsurării oxigenului*, p. 398 — *Exemple de utilizare a sondelor de măsurare a oxigenului pe cale electrochimică în oţelării*, p. 404 — *Comportarea oxigenului la elaborarea oţelului în oala de topire şi afinare pînă la solidificare*, p. 412 — *Industria carboniferă şi politica energetică în Columbia*, p. 421.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 4, 1979

Dezvoltarea deformării metalelor ca domeniu ştiinţific la Academia din Freiberg, p. 121 — *Coeficientul de frecare μ la operaţiile de laminare, în legătură cu o metodă de calculare a momentului de deformare* p. 126 — *Durificarea şi detensionarea la deformarea la cald în mai multe trepte, cu pauze de < 1 s*, p. 133 — *Influenţa coeficientului de transmitere a căldurii şi a razei cilindrilor asupra temperaturii cilindrilor şi convexităţii termice la laminarea la rece*, p. 138 — *Calcularea tensiunii de forfecare la tragere*, p. 141 — *Ridicarea capacităţii de recoacere la un cuptor cu clopot în cadrul unei secţii de benzi*, p. 143 — *Influenţa tensiunilor proprii asupra limitelor de dilatare ale unui metal*, p. 146 — *Boltă din beton refractar în cazul utilizării arzătoarelor în cuptoare industriale*, p. 148.

Ing. Teodora Săbău
Institutul politehnic — București
și fiz. I. Ganovici
INCREST — București

Metodă de evaluare a punctajului incluziunilor nemetalice din oțeluri, prin interpretarea cantitativă a STAS 5949—65, cu ajutorul analizorului de imagine tip Quantimet 720

CZ : 539.219.1 : 669.14

Unul din aspectele dificile ale metalografiei cantitative este aprecierea conținutului de incluziuni nemetalice din oțeluri.

În general se urmăresc: cantitatea totală, dimensiunea, distribuția incluziunilor în oțeluri.

Fracția volumică este cea mai bună măsurătoare a cantității de incluziuni, dar nu dă indicații asupra dimensiunilor acestora.

În consecință este de dorit să se determine distribuția dimensională a incluziunilor, prin numărarea incluziunilor ale căror dimensiuni se apreciază a fi într-un domeniu prestabilit. Este necesar de știut de asemenea dacă aceste incluziuni sînt distribuite izolat sau în aglomerări.

Metodele convenționale de obținere a informațiilor despre incluziuni constau în numărarea și măsurarea globală sau a unei anumite cantități de incluziuni pe fiecare cîmp examinat, sau prin compararea incluziunilor din fiecare cîmp cu cele de pe planșele standard și aprecierea punctajului pentru proba analizată, în concordanță cu planșele de referință.

Metoda clasică a comparării (cu utilizarea microscopului metalografic) este o metodă subiectivă, în consecință nu și foarte precisă.

Posibilitatea analizelor automate ale imaginilor microscopice sau fotografice a fost intens studiată în ultimii ani.

Quantimet — Q.T.M. (analizorul automat de imagini) este unul dintre primele aparate electronice destinate cercetării incluziunilor nemetalice din oțeluri, construcția și funcționarea lui bazîndu-se pe tehnica binecunoscută a liniilor de baleiaj din televiziune.

Aparatul este prezentat schematic în figura 1.

Un epidiascop ori microscop proiectează o imagine pe ecranul camerei de luat vederi. Impulsul electric de la această cameră trece într-un circuit T.V. închis, pe ecranul monitor, oferind o imagine T.V. și de asemenea într-o unitate de detecție unde semnalele de la cameră, provenite prin baleierea trăsăturii din cîmpul metalografic examinat, sînt discriminate și selectate de restul semnalelor.

Semnalul de la detector, constînd din impulsuri de la trăsăturile detectate, se poate transmite pe ecranul monitor, astfel încît operatorul să poată vedea ce trăsătură a fost detectată, deci măsurată și la calculatorul reglat pentru a măsura: aria, numărul de trăsături din cîmpul examinat, proiecția totală și distribuția după dimensiune. Toate aceste măsurători pot fi citite pe afișajul ecranului monitor.

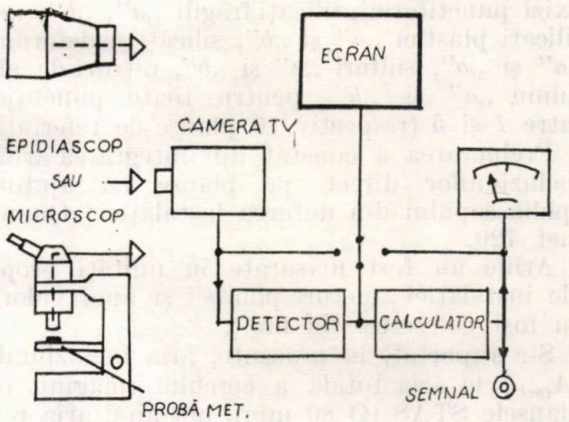


Fig. 1. Schema bloc a instalației Q.T.M. 720

Printre alte aplicații ale Q.T.M.-ului se mai pot enumera:

— determinarea numărului, factorului de formă, dimensiunea medie, distribuția după dimensiune a incluziunilor nemetalice din oțeluri;

— măsurători de fracții volumetrice — proporția de perlită, grafit, grafit nodular, carburi etc.;

— determinarea mărimii de grăunte;

— forma și distribuția dimensională a grăunților.

Q.T.M.-ul dă posibilitatea înregistrării rapide și precise a numărului, distribuției dimensionale și suprafeței ocupate de incluziuni. În general, incluziunile din cîmp trebuie să fie de $\approx 3-4$ mm pe ecranul monitor și să difere suficient în reflectivitate față de matrice, dacă se cere o mare precizie a măsurătorilor.

S-a stabilit că numerotarea totală de incluziuni este supusă unor erori mai mari decît numărătoarea de particule dintr-un domeniu prestabilit.

Numărătoarea totală cuprinde în general incluziuni sub rezoluția microscopului și, în final, aceste mici incluziuni nu sînt întotdeauna numărate datorită variațiilor de focalizare și de poziționare a nivelului de detecție.

Deoarece s-a observat că sulfurile și oxizii variază ca dimensiuni, reflectivitate, distribuție, este util să se separe numărătoarea pentru aceste două tipuri de incluziuni.

Aprecierea incluziunilor de tipul oxizi necesită o mărire optică mult mai mare ca la sulfuri.

În etapele de început ale adoptării Q.T.M.-ului ca instrument de lucru, în R.S. România s-a considerat folositor să se stabilească o corelare între parametrii Q.T.M. și planșele STAS 5949—65.

Pentru aceasta s-au prelucrat cantitativ planșele anexe la STAS 5949 — 65, cuprinzînd incluziuni de tipul: oxizi „*a*" și „*b*", oxizi punctiformi, silicați fragili „*a*", „*b*", „*c*", silicați plastici „*a*" și „*b*", silicați nedeformați „*a*" și „*b*", sulfuri „*a*" și „*b*", nitruri de aluminiu „*a*" și „*b*", pentru toate punctajele între *1* și *5* (respectiv 70 planșe de referință).

Prelucrarea a constat din integrarea ariilor incluziunilor direct pe planșe cu ajutorul epidiascopului din dotarea instalației Quantimet 720.

Ariile au fost măsurate în unități proprii ale instalației „picture points" și apoi valorile au fost convertite în mm².

S-a raportat, în procente, aria incluziunilor ($A_{incl.}$) la aria totală a cercului imaginii din planșele STAS (Ø 80 mm), obținînd aria relativă ($A_{rel.}$) prezentată în tabelul 1.

Reprezentarea grafică a logaritmului ariei relative a incluziunilor a indicat o comportare liniară în funcție de punctaj (P):

$$\log_{10}(A_{rel.}) = \log_{10}(A_{incl.}/A_{tot}) = a + bP \quad (1)$$

Întrucît principiul de alcătuire a planșelor privind punctajul incluziunilor este de a se dubla aria ocupată de incluziuni la creșterea punctajului cu o unitate, din relația (1) s-a calculat algebric și funcția:

$$A_{rel.} = A \cdot 2^{BP} \quad (2)$$

Tabelul 1

Tipul incluziunii		$A_{incl.}/A_{tot}$, % Punctaj STAS				
		1	*2*	*3*	*4*	*5*
Oxizi	*a*	0,099	0,152	0,218	0,466	0,987
Oxizi	*b*	0,056	0,123	0,208	0,807	1,086
Oxizi punctiformi		0,134	0,220	0,488	1,114	1,026
Silicați fragili	*a*	0,041	0,124	0,292	0,482	0,746
Silicați fragili	*b*	0,078	0,202	0,283	0,528	1,268
Silicați fragili	*c*	0,048	0,165	0,334	0,401	0,778
Silicați plastici	*a*	0,050	0,095	0,251	0,419	0,921
Silicați plastici	*b*	0,093	0,121	0,302	0,444	0,797
Silicați nedeformați	*a*	0,040	0,081	0,183	0,393	1,215
Silicați nedeformați	*b*	0,044	0,098	0,204	0,362	0,776
Sulfuri	*a*	0,088	0,189	0,418	0,597	1,321
Sulfuri	*b*	0,109	0,129	0,291	0,661	1,280
Nitruri de aluminiu	*a*	0,045	0,073	0,126	0,594	0,440
Nitruri de aluminiu	*b*	0,076	0,247	0,173	0,306	0,479

unde se prevedea ca valoarea B să fie egală cu 1.

S-au trasat drepte prin metoda celor mai mici pătrate, pentru fiecare tip de incluziune, fiecare dreaptă să treacă prin cele cinci puncte corespunzătoare celor 5 punctaje.

Pe această cale s-au determinat parametrii „*a*", „*b*" (1) și factorul de corelație „*c*".

De asemenea s-au calculat erorile obținute asupra lui „*a*" și „*b*", respectiv σ_a și σ_b.

La calculul parametrilor de mai sus s-au luat în considerare numai cinci puncte corespunzătoare punctajului *1*—*5*. În realitate fiecare punct a fost determinat experimental ca media a 10 determinări medii, fiecare determinare medie fiind rezultatul medierii de către instalație a valorilor de 16 evaluări. Fiecare punct deci cuprinde media a 160 determinări.

Rezultatele măsurătorilor și calculelor sînt date în tabelul 2 pentru relațiile (1) și (2).

Parametrii „*c*", σ_a, σ_b au fost importanți în evaluarea corectitudinii rezultatelor, dar exponentul B (2) a permis interpretarea unor anomalii observate.

Tabelul 2

Tipul incluziunii		*a*	*b*	*c*	σ_a	σ_b	*A*	*B*
Oxizi	*a*	−1,308	0,248	0,928	0,069	0,021	0,049	0,824
Oxizi	*b*	−1,600	0,340	0,985	0,099	0,013	0,025	1,129
Oxizi punctiformi		−1,098	0,247	0,965	0,112	0,035	0,08	0,821
Silicați fragili	*a*	−1,811	0,386	0,980	0,172	0,054	0,015	1,282
Silicați fragili	*b*	−1,357	0,284	0,99	0,072	0,021	0,044	0,943
Silicați fragili	*c*	−1,456	0,280	0,964	0,134	0,039	0,035	0,93
Silicați plastici	*a*	−1,618	0,317	0,997	0,045	0,014	0,024	1,05
Silicați plastici	*b*	−1,313	0,243	0,989	0,065	0,021	0,019	0,807
Silicați nedeformați	*a*	−1,801	0,364	0,996	0,058	0,018	0,016	1,209
Silicați nedeformați	*b*	−1,639	0,306	0,998	0,028	0,009	0,023	1,017
Sulfuri	*a*	−1,307	0,285	0,994	0,055	0,017	0,049	1,189
Sulfuri	*b*	−1,347	0,285	0,984	0,088	0,028	0,045	0,947
Nitruri de Al	*a*	−1,664	0,290	0,94	0,184	0,058	0,022	0,963
Nitruri de Al	*b*	−1,171	0,169	0,891	0,150	0,047	0,067	0,561

În ansamblul celor cinci puncte din reprezentările grafice a existat cîte un punct, cu preponderență la punctaj mare, care s-a abătut anormal de la comportarea liniară (într-un singur caz au fost două puncte). Datorită acestor valori anormale dreptele se abăteau și față de punctele cu comportare liniară, iar exponentul B se îndepărta de valoarea 1.

Acest fapt a impus reluarea calculelor pentru drepte trasate prin cele mai mici pătrate, luînd în considerare numai punctele cu comportare liniară corespunzătoare. În tabelul 3 se dau valorile pentru parametrii „a", „b",„c"

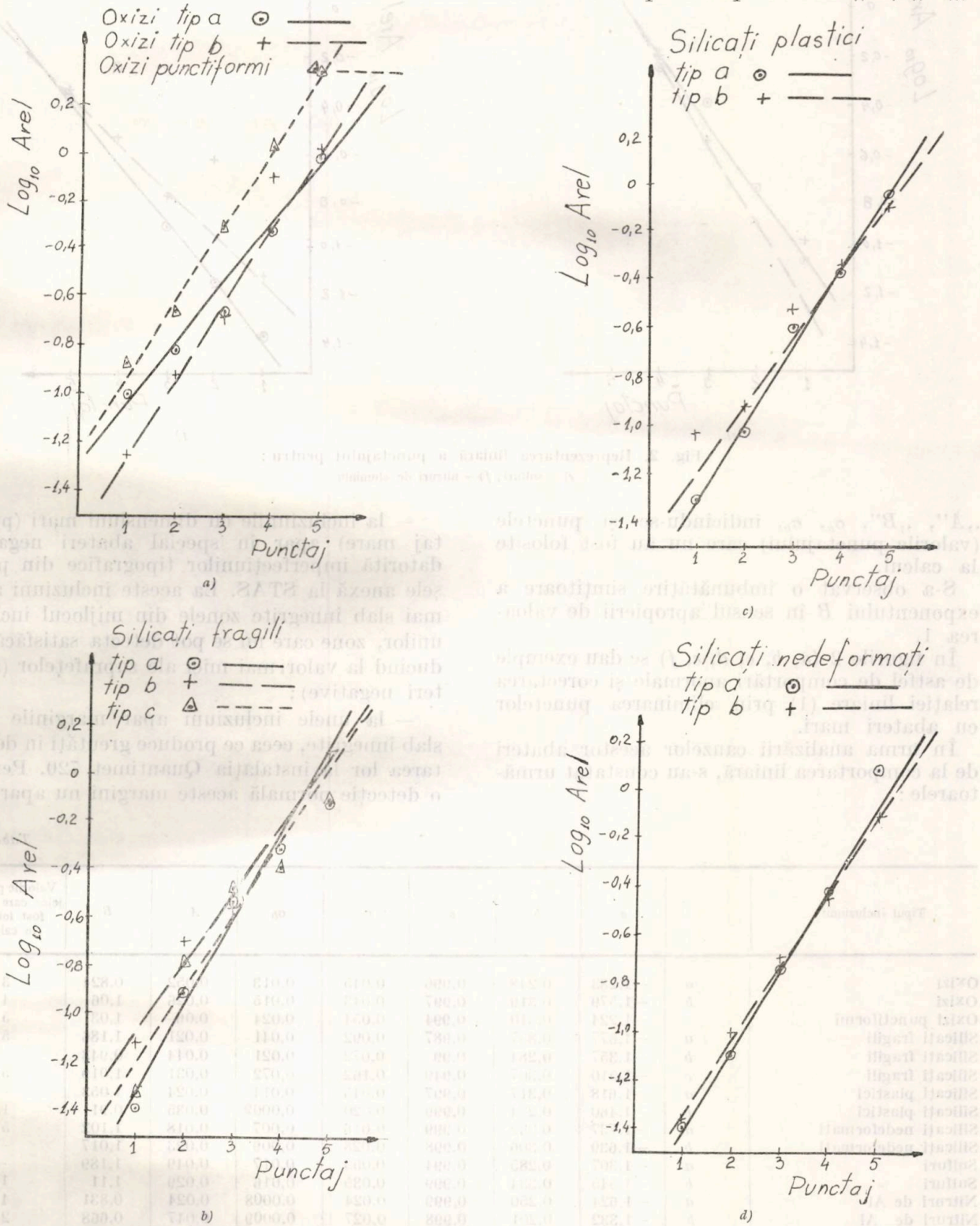


Fig. 2. Reprezentarea liberă a punctajului pentru:
a) — oxizi și oxizi punctiformi; *b* — silicați fragili; *c*) — silicați plastici; *d*) — silicați nedeformați

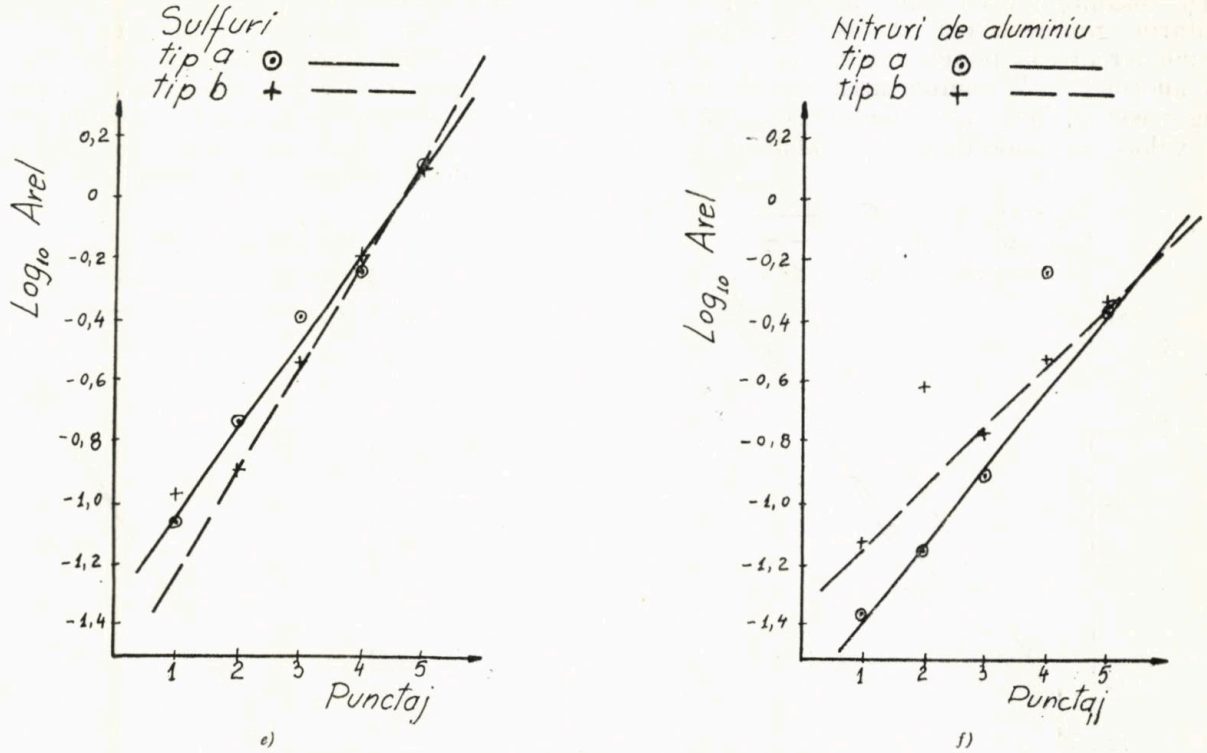


Fig. 2. Reprezentarea liniară a punctajului pentru :
e) – sulfuri ; *f*) – nitruri de aluminiu

„*A*", „*B*", σ_a, σ_b, indicîndu-se şi punctele (valorile punctajului) care nu au fost folosite la calcul.

S-a observat o îmbunătăţire simţitoare a exponentului *B* în sensul apropierii de valoarea 1.

În figurile 2 (*a*, *b*, *c*, *d*, *e*, *f*) se dau exemple de astfel de comportări anormale şi corectarea relaţiei liniare (1) prin eliminarea punctelor cu abateri mari.

În urma analizării cauzelor acestor abateri de la comportarea liniară, s-au constatat următoarele :

— la incluziunile cu dimensiuni mari (punctaj mare) apar în special abateri negative datorită imperfecţiunilor tipografice din planşele anexă la STAS. La aceste incluziuni apar mai slab înnegrite zonele din mijlocul incluziunilor, zone care nu se pot detecta satisfăcător, ducînd la valori mai mici ale suprafeţelor (abateri negative) ;

— la unele incluziuni apar marginile mai slab înnegrite, ceea ce produce greutăţi în detectarea lor la instalaţia Quantimet 720. Pentru o detecţie normală aceste margini nu apar, iar

Tabelul 3

Tipul incluziunii		*a*	*b*	*c*	σ_a	σ_b	*A*	*B*	Valorile punctajelor care nu au fost folosite în calcul
Oxizi	*a*	−1,283	0,248	0,996	0,045	0,013	0,052	0,824	3
Oxizi	*b*	−1,579	0,319	0,997	0,043	0,015	0,026	1,06	4
Oxizi punctiformi		−1,224	0,310	0,994	0,054	0,024	0,06	1,03	5
Silicaţi fragili	*a*	−1,677	0,357	0,987	0,092	0,041	0,021	1,186	5
Silicaţi fragili	*b*	−1,357	0,284	0,99	0,072	0,021	0,044	0,943	—
Silicaţi fragili	*c*	−1,510	0,307	0,949	0,162	0,072	0,031	1,019	5
Silicaţi plastici	*a*	−1,618	0,317	0,997	0,045	0,014	0,024	1,053	—
Silicaţi plastici	*b*	−1,460	0,274	0,999	0,020	0,0009	0,035	0,91	1,3
Silicaţi nedeformaţi	*a*	−1,737	0,332	0,999	0,016	0,007	0,018	1,102	5
Silicaţi nedeformaţi	*b*	−1,639	0,306	0,998	0,028	0,009	0,023	1,017	—
Sulfuri	*a*	−1,307	0,285	0,994	0,055	0,017	0,049	1,189	—
Sulfuri	*b*	−1,545	0,334	0,999	0,035	0,016	0,029	1,11	1
Nitruri de Al	*a*	−1,624	0,250	0,999	0,024	0,0008	0,024	0,831	4
Nitruri de Al	*b*	−1,332	0,201	0,998	0,027	0,0009	0,047	0,668	2

la o supradetecție aceste margini apar, însă se măresc puțin toate celelalte incluziuni.

La detecția normală abaterile sînt negative, la supradetecție abaterile sînt pozitive.

Este evident că aceste abateri nu sînt reale și corect este să se includă în calculul dreptelor prin cele mai mici pătrate numai punctele cu abateri minime (tab. 3). În plus, exponentul B se apropie de valoarea teoretică 1, corespunzătoare principiului de întocmire a planșelor STAS.

Pe baza rezultatelor obținute din prelucrarea cantitativă a planșelor din STAS se poate pune la punct o metodă de utilizare în practică, pentru determinarea punctajului.

Scopul acestei metodici este de a realiza următoarele :

— mărirea vitezei de apreciere ;

— mărirea preciziei de apreciere a punctajului, eliminarea factorului subiectiv în apreciere ;

— posibilitatea de evaluarare a punctajului pe multe cîmpuri ale probelor metalografice cu evaluarea caracterului statistic al punctajului, evaluarea unui punctaj mediu cît mai aproape de cel real ;

— posibilitatea de apreciere mai corectă a punctajului la incluziuni de naturi diferite, existente simultan pe probele metalografice.

Modul de lucru constă din următoarele etape :

— Se integrează aria incluziunilor din cîmpul examinat cu analizorul de imagini (de tip Quantimet sau alt tip similar ca posibilități).

— Se raportează la aria totală examinată, în %, obținîndu-se $A_{rel.}$.

— Se calculează log $A_{rel.}$ și punctajul corespunzător, folosind valorile a, b din tabelul 3 $P=(\log A_{rel.}-a)/b$ sau se determină punctajul din diagrame trasate cu ajutorul lui a și b.

Pentru a analiza mai multe cîmpuri pe proba metalografică se calculează pentru fiecare P și se poate obține valoarea medie și dispersia în valorile punctajului.

— Pentru mai multe tipuri de incluziuni simultane se folosesc atacuri selective care permit ca la diverse niveluri de detecții să se poată integra pe rînd sau simultan aria incluzinilor (în funcție de posibilitățile instalației de analiză a imaginilor).

— Întrucît astfel de instalații sînt în general dotate cu posibilități de înregistrare pe bandă (perforată sau magnetică) se poate recurge la ajutorul unui calculator electronic. Aceasta pe baza unui program suficient de simplu poate da valorile punctajului pe fiecare cîmp și parametrii distribuției lui P (valoarea medie, media pătratică, forma distribuției) și de asemenea să indice dacă mai este necesară examinarea de cîmpuri pentru a realiza o bună statistică.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * STAS 5949/65.

[2] Făgărășan, M., Ursu, V., Zămîrcă St., Popa, A., și Dobrescu, M. *Determinarea gazelor și incluziunilor nemetalice din materialele metalice.* București, Ed. tehnică, 1977.

[3] Allmand, T.R. *Proving trials of the Quantimet image analysing computer in metallography.* În : The Microscope, vol. 16, aprilie, 1968.

Îmbunătățirea proceselor termice în cuptoarele tip cameră pentru forjă, utiiizînd încălzirea prin boltă

Ing. M. Negulici
Ministerul Industriei Metalurgice

CZ : 669.041.455 : 621.785.1

În cursul unor încercări de îmbunătățire a procesului de încălzire a semifabricatelor din oțel în cuptoarele tip cameră pentru forjă, a fost verificat și procedeul de încălzire prin boltă, modificîndu-se în mod adecvat atît construcția boltei, cît și aceea a arzătoarelor de gaz.

Vechea boltă construită în arc, din cărămizi, a fost înlocuită cu o boltă plană din beton refractar din producția indigenă, iar arzătoarele folosite au fost de tip special, asigurînd rabatarea perfectă a flăcării pe boltă, conferidu-i acesteia un caracter puternic radiant. Schema de principiu a cuptorului este prezentată în figura 1.

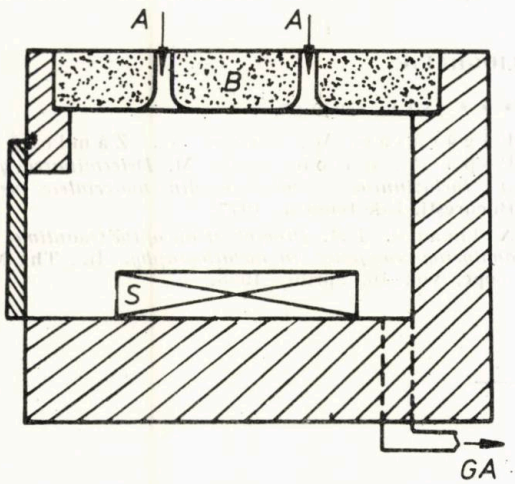


Fig. 1. Schema cuptorului:
A — arzătoare de boltă; *B* — boltă plană din beton refractar; *GA* — canal de fum; *S* — semifabricat

La o suprafață de vatră, respectiv boltă de circa 8 m² s-a utilizat o instalație de ardere cuprinzînd șapte arzătoare cu un debit maximal de 14 Nm³/h, ale căror caracteristici pe gaz și pe aer sînt prezentate în figura 2.

Evoluția temperaturilor în cuptor a fost urmărită prin determinarea acestora la boltă, la nivelul semifabricatelor încălzite, la jumătatea înălțimii spațiului de lucru, precum și pe suprafața și în interiorul semifabricatului încălzit. S-a urmărit continuu calitatea combustiei prin analize de gaze arse. Probele de gaze au fost prelevate la ieșirea gazelor din cuptor, în canalele de fum.

Durata încălzirii a fost, conform prescripției tehnologice, de 7 h. Evoluția încălzirii se poate vedea în figura 3. Variațiile vitezei de încălzire se datorează reglajului neautomatizat al regimului termic.

La o reducere a duratei încălzirii cu o oră s-a obținut o reducere a consumului total de gaz natural cu circa 11%.

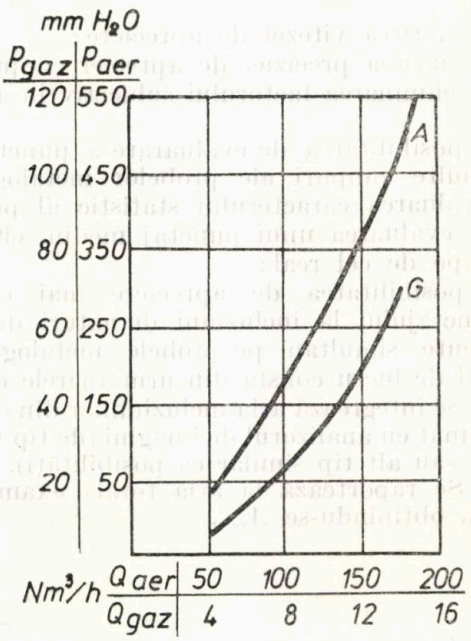


Fig. 2. Caracteristicile arzătoarelor:
A — caracteristica pe aer; *G* — caracteristica pe gaz

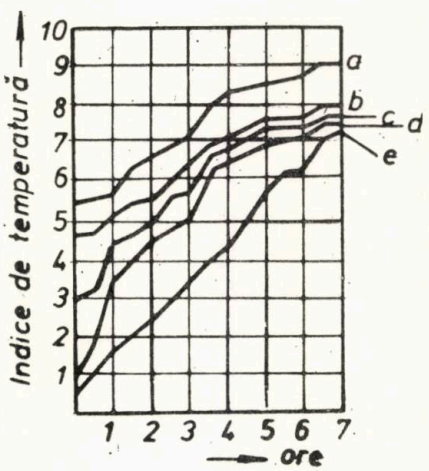


Fig. 3. Evoluția încălzirii:
a — temperatura la boltă; *b* — temperatura la semiînălțime; *c* — temperatura la nivelul semifabricatului; *d* — temperatura suprafeței semifabricatului; *e* — temperatura centrului semifabricatului

Vitezele de încălzire a semifabricatelor au putut fi ușor variate între 50 și 120°C/h, în funcție de condițiile impuse de calitatea oțelului supus încălzirii.

Cuptorul a prezentat o mare elasticitate termică, permițînd viteze de încălzire între 180 și 240°C/h și viteze de răcire între 240 și 80°C/h, ambele măsurate la boltă. Această elasticitate termică considerabilă permite realizarea unei importante variații de sarcină, element deosebit de util în cazul cuptoarelor de forjă.

În ceea ce privește modul de variație a transferului de căldură este semnificativă diagrama $q = f(\Delta T)$ prezentată în figura 4, ΔT fiind

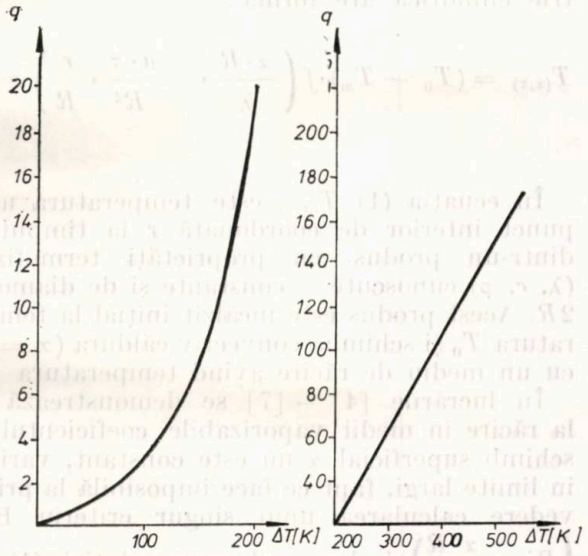


Fig. 4. Variația transferului de căldură cu gradientul de temperatură

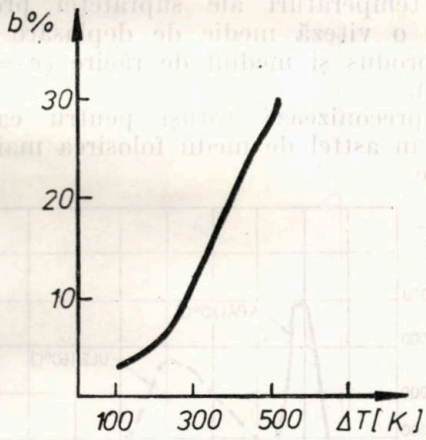


Fig. 5. Variația raportului $b = q/q_t$ % cu gradientul de temperatură

diferența de temperatură între bolta radiantă și încărcătura din cuptor. Valorile în sine nu interesează, ele avînd valabilitate numai în cazul cuptorului studiat. Se confirmă astfel deosebita eficiență a bolții radiante mai ales în cazul existenței unui gradient ridicat de temperatură, deci și în cazul cuptoarelor de preîncălzire a semifabricatelor. În figura 5 este prezentată variația raportului $b = \frac{q}{q_t}$ % între căldura real transferată (q) și cea potențial transferabilă (q_t) prin radiația bolții către șarjă, în funcție de gradientul de temperatură ΔT. Valoarea q_t se calculează cu relația:

$$q_t = \varepsilon C_0 \{(0{,}01\ T_{cuptor})^4 - [0{,}01\ (T_{cuptor} - T_{șarjă})]^4\}\ [\mathrm{J/m^2h}]$$

Se observă că pînă la $\Delta T = 200$ K, abia 6% din potențialul radiant este valorificat, iar la $\Delta T = 500$ K această cotă crește la circa 28%, fapt care confirmă eficiența utilizării bolții radiante în zonele cu gradient mare de temperatură.

Concluzionînd asupra celor expuse mai sus, se poate recomanda utilizarea procedeului de încălzire prin boltă la cuptoarele tip cameră din secțiile de forjă pe baza următoarelor avantaje prezentate de acest procedeu:

— reducerea cu pînă la circa 10% a consumului de combustibil;

— uniformitatea mare a încălzirii în secțiunea semifabricatului (ecart maxim 15°C);

— uniformitatea mare a încălzirii spațiului de lucru;

— rapiditatea preluării variațiilor de sarcină prin reglarea regimului termic;

— posibilitatea utilizării bolților plane din beton refractar;

— economiile de manoperă și materiale, precum și durabilitatea sporită.

BIBLIOGRAFIE

[1] Negulici, M. ș.a. *Aplicarea încălzirii prin boltă la cuptoarele cu vatră fixă pentru forjă.* Comunicare la Sesiunea științifică ICEM—București, 1977.

[2] Negulici, M. ș.a. *Chauffage par la voûte des fours de forge.* Comunicare la a IX-a Conferință internațională de energetică industrială, București, 1978.

[3] Negulici, M. și Adler, O. *Modernizarea cuptoarelor de încălzire pentru forjă prin utilizarea arzătoarelor de boltă.* Comunicare la a VI-a Consfătuire a termoenergeticienilor, Rîmnicu Vîlcea, 1977.

Comparație între rezultatele obținute prin calcul și cele obținute experimental în cazul călirii oțelului

Dr. ing. A. Munteanu și ing. I. Ciobanu
Universitatea din Brașov

CZ: 621.785.6 : 669.14

Stabilirea parametrilor tehnologici în cazul operației de călire este o problemă delicată și de mare importanță în proiectarea tehnologică.

Sînt multe cazuri în care doar tatonările, încercările și chiar experiența tehnologului sînt suficiente pentru stabilirea unei tehnologii corecte care să conducă după călirea produsului la cea mai favorabilă distribuție de structuri pe secțiune, astfel ca după operația de revenire proprietățile mecanice să fie maxime.

Pot exista însă situații cînd pentru anumite produse unicate trebuie precizată o tehnologie cu rezultate posibil de anticipat prin calcul, sacrificarea produsului prin secționare și controlul de duritate nefiind posibile.

În aceste cazuri tehnologul trebuie să calculeze corect distribuția structurilor obținute la călire, deci să obțină curbe de răcire, pentru suprafața și centrul secțiunii produsului, cît mai precise, pe care să le raporteze la diagramele termocinetice ale oțelului din care este executat acel produs.

Stabilirea temperaturii de încălzire și a duratei de menținere în vederea austenitizării se face relativ ușor, pornind de la cunoașterea punctelor critice, utilizînd diagrame sau nomograme în funcție de dimensinile produselor. Nu același lucru se poate spune despre anticiparea modului de răcire în diferite medii de călire.

Mediile de călire cele mai frecvent folosite în cazul oțelurilor de construcție (apa și uleiul) sînt medii ce prezintă transformări de stare (se vaporizează) în contact cu suprafața produsului ce se călește. În aceste condiții la suprafața de schimb de căldură între produs și mediul de răcire se succed fenomene distincte, caracterizate fiecare prin coeficienți de schimb superficial α diferiți [1] — [3]. Este vorba de fenomenul fierberii peliculare în prima etapă a răcirii, fenomenului fierberii cu bule cînd are loc vaporizarea unei mari cantități de lichid și cînd coeficientul de schimb superficial atinge o valoare maximă și de fenomenul fierberii pur convective cînd suprafața piesei are temperatura mai mică decît temperatura de vaporizare a mediului [5].

Pentru aflarea curbelor de răcire în medii gazoase sau lichide ce nu-și modifică starea de agregare la suprafața produsului (nu se vaporizează) se utilizează cu bune rezultate soluțiile grafice sau tabelate [4] ale ecuației conducției în condiții limită ce presupun coeficientul de schimb superficial α și proprietățile termofizice ale oțelului constante pe întreg intervalul de temperatură parcurs la răcire.

Soluția criterială a ecuației fără surse interioare de căldură pentru un produs de geometrie cilindrică are forma:

$$T_{(x,\tau)} = (T_0 - T_m)\cdot f\left(\frac{\alpha\cdot R}{\lambda},\quad \frac{a\cdot\tau}{R^2},\frac{r}{R}\right) + T_m \tag{1}$$

În ecuația (1) $T_{(x,\tau)}$ este temperatura unui punct interior de coordonată r la timpul τ, dintr-un produs cu proprietăți termofizice (λ, c, ρ) cunoscute — constante și de diametru $2R$. Acest produs este încălzit inițial la temperatura T_0 și schimbă convectiv căldura (α = ct) cu un mediu de răcire avînd temperatura T_m.

În lucrările [4] — [7] se demonstrează că la răcire în medii vaporizabile coeficientul de schimb superficial α nu este constant, variază în limite largi, fapt ce face imposibilă la prima vedere calcularea unui singur criteriu Biot $\left(Bi = \frac{\alpha\cdot R}{\lambda}\right)$ și deci utilizarea soluției (1).

În figura 1 se indică variația coeficientului de schimb superficial pentru apă și ulei la diverse temperaturi ale suprafeței produsului pentru o viteză medie de deplasare relativă între produs și mediul de răcire (v = 15 —20 m/min).

Se preconizează totuși pentru calcularea răcirii în astfel de medii folosirea mai multor metode.

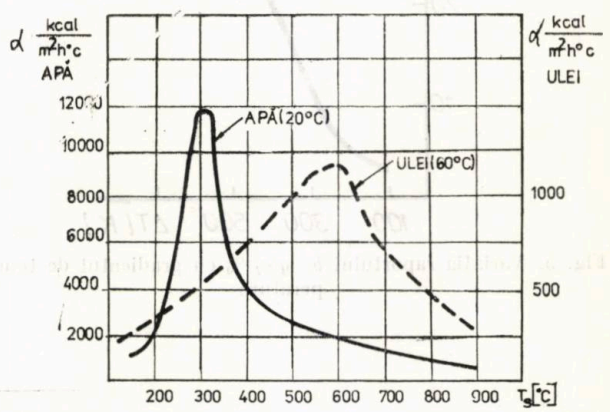


Fig. 1. Variația coeficientului de schimb superficial α la călire în apă și ulei

Unele neglijează variația momentană a mărimilor termofizice care intervin în expresia criteriilor adimensionale și folosesc aceste mărimi (inclusiv cele ale coeficientului de schimb superficial α) la valorile lor medii pe întreg intervalul de temperaturi parcurse la răcire [1].

Alte metode utilizează soluția ecuației conducției *1* pe intervale de temperatură, caracterizate printr-un anumit mod de transfer de căldură, folosind coeficienții de schimb superficial ai fierberii peliculare, ai fierberii cu bule și ai fierberii convective [2].

Dacă neglijarea variației în timp a difuzivității termice $\left(a = \frac{\lambda}{c \cdot \rho}\right)$ cu temperatura nu introduce erori deosebite datorită unor variații relativ reduse, folosirea în cazul primelor metode, pentru determinarea criteriului Biot a unei singure valori α_{med} pe întreg intervalul de temperaturi parcurse la răcire, ar trebui să influențeze sensibil aspectul curbei de răcire calculate.

În prezenta lucrare se urmărește calcularea curbelor de răcire pentru un anumit produs prin trei metode diferite și compararea rezultatelor obținute prin calcul cu cele obținute experimental.

Se dorește în acest fel să se precizeze care este modul de calcul cel mai corect care să conducă la rezultatele cele mai apropiate de cele obținute experimental, prin secționare, analiză microscopică și încercare de duritate.

În acest scop s-a executat calculul răcirii în ulei de la 840°C a unui produs cilindric cu dimensiunile Ø 42 × 250 mm executat din oțel 50 VC 11 (STAS 791—66), având compoziția chimică conform tabelului 1.

Tabelul 1

C, %	Mn,%	Si,%	P,%	S,%	Cr,%	V,%
0,51	0,88	0,28	0,021	0,020	0,9	0,1

Prima metodă împarte întreg intervalul de temperaturi parcurs la răcire în subintervale pentru care se calculează valorile medii ale proprietăților termofizice ale oțelului și ale mediului de răcire.

Variația conductivității termice poate fi obținută prin calcul [8] în funcție de compoziția chimică a oțelului și de temperatură utilizînd relația (2).

Pentru zona de temperaturi situate sub temperatura transformării $\alpha \rightarrow \gamma$ relația de calcul este următoarea:

$$\lambda_{(T)} = \frac{360}{5{,}5 + 0{,}1 \cdot \delta^2 + 0{,}35 \cdot \delta + 2{,}2\,\%C(1 - 0{,}1125\delta) + 4{,}5\,\%Si(1 - 0{,}125\delta) + 0{,}64\,\%Cr(1 - 0{,}1\delta) + 0{,}9\,\%Ni(1 - 0{,}125\delta)} \quad \frac{\text{kcal}}{\text{m}^2\,\text{h}^2\,\text{C}} \tag{2}$$

în care:

$$\delta = \frac{T}{100}, °C \tag{3}$$

iar % C, Si, Mn, Cr, Ni sînt procentajele elementelor de aliere ale oțelului (tabelul 1).

Pentru zona temperaturilor situate deasupra temperaturii transformării $\alpha \rightarrow \gamma$, inclusiv în zona γ, relația de calcul este:

$$\lambda_{(T)} = \lambda_t + \frac{25 - \lambda_t}{1\,200 - \lambda_t}(\delta - \delta_s) \tag{4}$$

în care mărimea δ_t este obținută cu ajutorul temperaturii de transformare T_t; $\delta_t = \frac{T_t}{100}$.

λ_t este conductivitatea termică a oțelului obținută cu relația (2) în care $\delta = \delta_t$.

δ este obținut cu ajutorul temperaturii în zona $\alpha + \gamma$ sau în zona γ.

Pentru determinarea difuzivității termice „*a*" pe subintervale este necesară și cunoașterea variației densității ρ și a căldurii specifice C_p. Variația acestor mărimi cu temperatura se determină din relațiile (5), respectiv (7):

$$\rho_{(T)} = \frac{\rho_0}{1 + 3\,\rho \cdot T}, \quad \frac{\text{kg}}{\text{m}^3} \tag{5}$$

În relația 5, ρ_0 este densitatea de 0°C, iar β este coeficientul de dilatare liniară ce depinde de temperatură și procentajul de carbon al oțelului;

$$\beta_{(T)} = (11{,}5 + 0{,}92 \cdot 10^{-2}\,T - 1{,}925 \cdot C + 0{,}4\,C^2) \cdot 10^{-6}\ 1/°C \tag{6}$$

Căldura specifică C_p variază cu temperatura conform relației:

$$C_{p(T)} = 0{,}11 + 0{,}8 \cdot T \cdot 10^{-4}, \quad \frac{\text{kcal}}{\text{kg°C}} \tag{7}$$

Pentru determinarea duratei de răcire pe subintervale se face mai întîi determinarea criteriilor de temperatură:

$$\theta = \frac{T_f - T_m}{T_i - T_m} \qquad (8)$$

în care T_i este pe rînd temperatura inițială 840°C, iar apoi temperatura superioară a fiecărui subinterval.

T_m este temperatura uleiului de răcire, 60°C;
T_f — temperatura inferioară a fiecărui subinterval.

După determinarea criteriului de temperatură și a criteriului Biot pe fiecare subinterval caracterizat printr-un anumit coeficient de schimb superficial α (tabelul 2), din diagrama $\theta = f(1/Bi, F_0)$ pentru centrul produsului [4] se obține criteriul $F_0 = \frac{\alpha \cdot \tau}{R^2}$ pentru centrul produsului cu ajutorul căruia se determină durata de răcire pe subintervale.

Cunoscînd mărimea Biot se determină raportul între mărimea criteriului de suprafață θ_s și criteriul de temperatură θ_c determinat. Mărimea raportului servește la calculul criteriului de suprafață θ_s.

După părerea autorilor în cazul răcirii la călire, datorită duratei scurte a procesului criteriului F_0 pentru suprafața produsului, nu poate fi obținut din diagramele cunoscute $\theta_s = f(Bi \cdot F_0)$, întrucît are valori foarte mici. De aceea se recurge la modul de calcul prezentat mai sus care, în loc să furnizeze două valori diferite pentru F_0 plecînd de la valori egale pentru θ folosind cele două diagrame $\left(\frac{r}{R} = 0 \text{ și } \frac{p}{R} = 1\right)$, conduce la obținerea unei valori pentru F_0 și a două valori pentru criteriul de tempe-

Tabelul 2

Mărimea fizică \ Intervalul	840–800	800–700	700–600	600–500	500–400	400–300	300–200	200–100	Media 840–100
λ, $\frac{\text{kcal}}{\text{m h°C}}$	24,98	24,98	27,3	29,59	31,73	33,00	34,25	33,78	29,95
c, $\frac{\text{kcal}}{\text{kg°C}}$	0,177	0,170	0,162	0,154	0,146	0,138	0,130	0,122	0,150
ρ, kg/m³	7 824,7	7 818,5	7 820,4	7 824,4	7 824,4	7 826,5	7 828,6	7 830,7	7 824
a, m²/h	0,0180	0,0188	0,0215	0,0246	0,0280	0,0306	0,0336	0,0353	0,0255
α, $\frac{\text{kcal}}{\text{m²h°C}}$	275	500	950	1 100	850	600	450	300	628

Tabelul 3

Criteriul \ Intervalul	840–800	800–700 / 840–700	700–600 / 840–600	600–500 / 840–500	500–400 / 840–400	400–300 / 840–300	300–200 / 840–200	200–100 / 840–100	Obs.
θ_c	0,95	0,87	0,85	0,82	0,778	0,715	0,6	0,33	$\theta_c \frac{T_f - T_m}{T_i - T_m}$
Bi	0,231	0,42	0,731	0,781	0,563	0,382	0,276	0,186	$B_i = \frac{\alpha \cdot R}{\lambda}$
$1/Bi$	4,3	2,4	1,4	1,3	1,8	2,6	3,6	6,92	—
F_{oc}	0,18	0,2	0,22	0,22	0,3	0,5	0,6	3,1	—
τ_c [s]	15,9	16,9	16,2	14,1	17	25	23	139	$\tau_c = \frac{F_{oc} \cdot R^2}{a}$
τ_c [s]	15,9	32,8	49	63,1	80,1	105,1	128,1	367,1	

Tabelul 4

τ_c	15,9	16,9	16,2	14,1	17	25	23	139	Obs.
T_c	840–800	800–700	700–600	600–500	500–400	400–300	300–200	200–100	
$\theta_s/\theta_c = k$	0,88	0,82	0,73	0,7	0,78	0,82	0,87	0,92	$\theta_s/\theta_c = f(1/Bi)$
$\theta_s = k \cdot \theta_c$	0,836	0,71	0,62	0,57	0,6	0,58	0,52	0,30	$\theta_s = \frac{T_f - T_m}{T_i - T_m}$
$T_s = (T_i - T_m)\theta_s + T_m$	840–710	710–554	554–373	373–262	262–207	207–170	170–138	138–91	

ratură pentru centru și apoi pentru suprafața produsului. Diagramele utilizate în acest scop sînt prezentate în lucrările [4] și [2].

Cunoscînd mărimea criteriului de temperatură, pentru suprafața produsului se calculează temperatura suprafeței.

Rezultatele calculelor, folosind metoda prezentată, sînt arătate în tabelele 3 și 4.

A doua metodă de calcul a curbelor de răcire nu ține seamă de variația momentană a coeficientului de schimb superficial α în funcție de etapele răcirii în ulei și nici de variația proprietăților termofizice.

Calculele efectuate după această metodă folosesc următoarele constante termofizice provenite din medierea valorilor din tabelul 2: $\lambda_{med} = 29{,}95$ kcal/m²h°C; $a_m = 0{,}0255$ m²/h și $\alpha_{med} = 628$ kcal/m²h°C.

Cu aceste valori se determină criteriile de temperatură pentru centrul produsului la intervale de timp alese inițial în intervalul de răcire adaptat. Criteriul de temperatură pentru suprafața produsului se obține și în acest caz în funcție de mărimea criteriului *Bi* care în acest caz are valoarea medie (tabelul 5).

Rezultatele calculelor folosind această metodă sînt prezentate în tabelul 5.

Tabelul 5

τ		$F_0 = \frac{a_m \cdot \tau}{R^2}$	$m = 628$ kcal/m²h°C; $Bim = 0{,}44$; $\frac{1}{Bim} = 2{,}3$			
[h]	[s]		θ_c	T_c [°C]	$\theta_s = 0{,}82\,\theta_c$	Ts [°C]
0,00277	10	0,160	0,95	810	0,78	674
0,00555	20	0,32	0,8	690	0,656	574
0,0111	40	0,64	0,63	554	0,516	462
0,0166	60	0,96	0,48	434	0,39	362
0,0222	80	1,285	0,37	346	0,30	290
0,0277	100	1,60	0,29	282	0,238	240
0,0388	140	2,25	0,18	194	0,148	168
0,05	180	2,98	0,11	138	0,09	122

Cea de a treia metodă de calcul folosită este preluată din lucrarea [9] și este valabilă pentru călirea unor corpuri de diferite complexități. Conform acestei metode calculul timpului de răcire se face pentru centrul produsului, neglijînd variația momentană a proprietăților termofizice ale oțelului și ale coeficientului de schimb superficial α.

Întrucît pentru produsul de formă cilindrică cu diametrul 42 mm valoarea criteriului Biot este cuprinsă între $0{,}1 < Bi < 10$, timpul de răcire se calculează cu relația (9);

$$\tau = \left[k \cdot f(Bi\,v) + \ln \frac{T_0 - T_m}{T_1 - T_m} \right] \frac{K_n}{a_m \cdot K_n}, \text{ h} \qquad (9)$$

în care: K este un coeficient ce ține seamă de configurația corpului (10);

$Bi\,v$ — criteriul Biot generalizat;

$\frac{T_0 - T_m}{T_i - T_m}$ — inversul criteriului de temperatură în care T_0 este temperatura inițială; T_i — temperatura finală; iar T_m — temperatura mediului de răcire;

a_m — difuzivitatea termică medie;

K_n — un coeficient.

Pentru calculul criteriului Biot generalizat se utilizează relația (10):

$$Bi\,v = \frac{\alpha_m}{\lambda_m} \cdot K \frac{S}{V} \qquad (10)$$

în care K este o constantă ce se calculează cu relația:

$$K = \frac{1}{\frac{5{,}783}{R^2} + \frac{9{,}87}{Z^2}}, \text{ m}^2 \qquad (11)$$

iar raportul S/V pentru geometria cilindrică, cu relația:

$$S/V = 2\left(\frac{1}{R} + \frac{1}{Z}\right), \text{ m}^{-1} \qquad (12)$$

În relațiile (11) și (12), R este raza produsului, iar Z, înălțimea lui. Înlocuind în relațiile amintite se obține $K = 753 \cdot 10^{-7}$ și $\frac{S}{V} = 103{,}2$.

În relația (10) α_m este coeficientul mediu de schimb superficial $\alpha_m = 628$ kcal/m² h°C.

λ_m este conductivitatea termică medie $\lambda_m = 92{,}95$ kcal/mh°C.

Utilizînd relația (10) și înlocuind valorile mărimilor calculate se obține $Bi\ v = 0{,}162$.

Produsul $k \cdot f(Bi v) = A(Bi v) = \dfrac{k \cdot Bi\ v}{2{,}095 + 3{,}867\ Bi\ v}$

se poate calcula funcție de mărimea criteriului $Bi\ v$, k fiind egal cu 2 pentru cilindru.

Valoarea constantei K_n ce intră în relația (9) se determină cu ecuația:

$$K_n = \frac{Bi\ v}{\sqrt{B_i^2 v + 1{,}437 \cdot Bi\ v + 1}} \qquad (13)$$

Determinînd prin calcul mărimile ce intervin →, în relația (8) se obține durata de răcire pentru centrul produsului pe aceleași intervale stabilite începînd cu 840°C și continuînd din 100 în 100°C. Rezultatele obținute prin această metodă, alături de rezultatele celorlalte metode, sînt cuprinse în tabelul centralizator 6.

În continuare, pornind de la aceste valori se determină prin puncte curbele de răcire obținute pentru suprafața (S) și centrul secțiunii produsului (C), respectiv curba de răcire pentru centrul secțiunii produsului (metoda III).

Întrucît diagrama de transformare la răcire continuă a austenitei este trasată în coordonate semilogaritmice, înainte de suprapunerea acestor curbe de răcire trebuie procedat la logaritmarea timpului.

În figurile 2,3 și 4 sînt prezentate curbele de răcire $T = f(\lg \tau)$ obținute prin cele trei metode care sînt suprapuse peste diagrama de transformare la răcire continuă a austenitei oțelului 50 VC 11.

Urmărind traseul acestor curbe se poate constata că în cazul produsului ales cu dimensiunile Ø 42 Φ 250 mm, primele două metode dau rezultate apropiate între ele și foarte apropiate de cele determinate experimental.

Valorile de duritate experimentale s-au obținut prin călirea în ulei cu temperatura 60°C

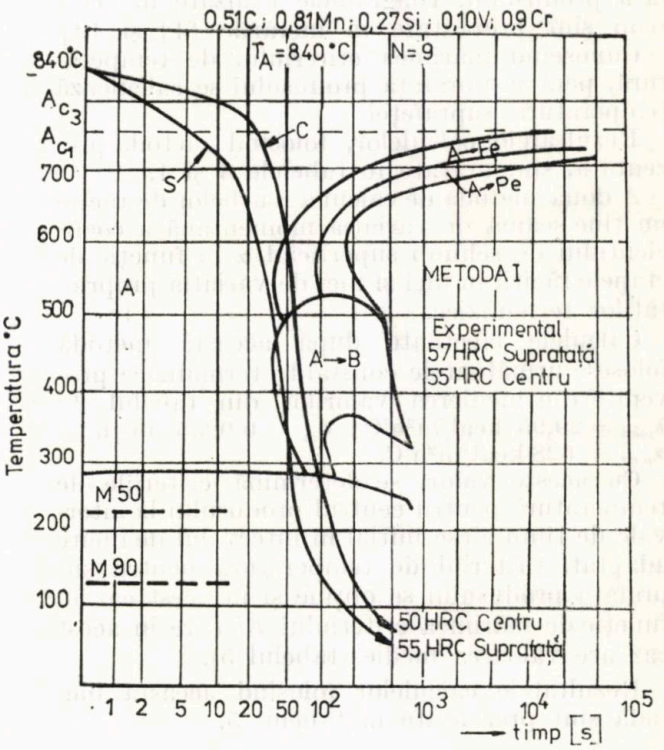


Fig. 2. Diagrama de transformare la răcire continuă a austenitei și curbele de răcire calculate prin metoda *I*

Tabelul 6

Metoda *I*	τ[s]	0	15,9	32,8	49	63,1	80,1	105,1	128,1	367,1
	T_s [°C]	840	710	554	373	262	207	170	138	91
	T_c [°C]	840	800	700	600	500	400	300	200	100
Metoda *II*	τ[s]	0	10	20	40	60	80	100	140	180
	T_s [°C]	840	674	574	462	362	290	240	168	122
	T_c [°C]	840	810	690	554	434	346	282	194	138
Metoda *III*	τ[s]	0	14,44	56,55	79,51	104,81	133,65	168,11	217,17	308,9
	T_c [°C]	840	800	700	600	500	400	300	200	100

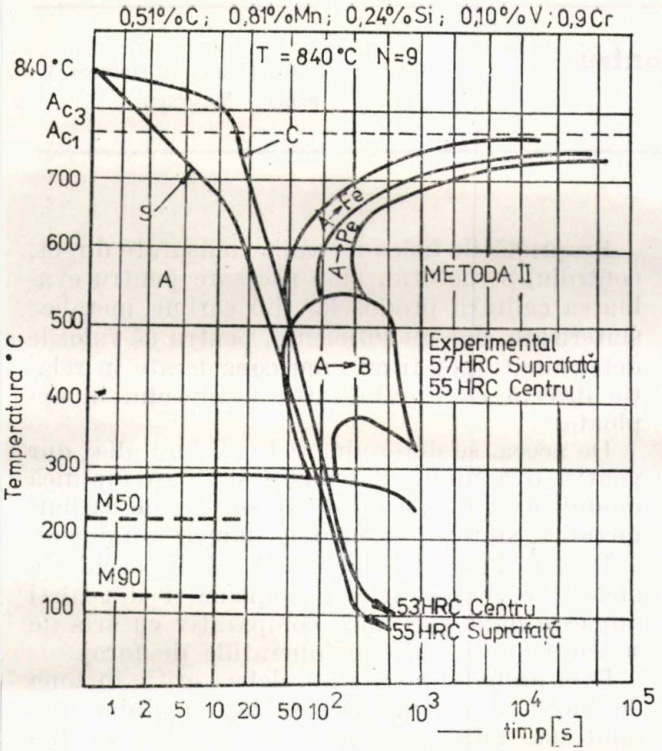


Fig. 3. Diagrama de transformare la răcire continuă a austenitei și curbele de răcire calculate prin metoda a *II*-a

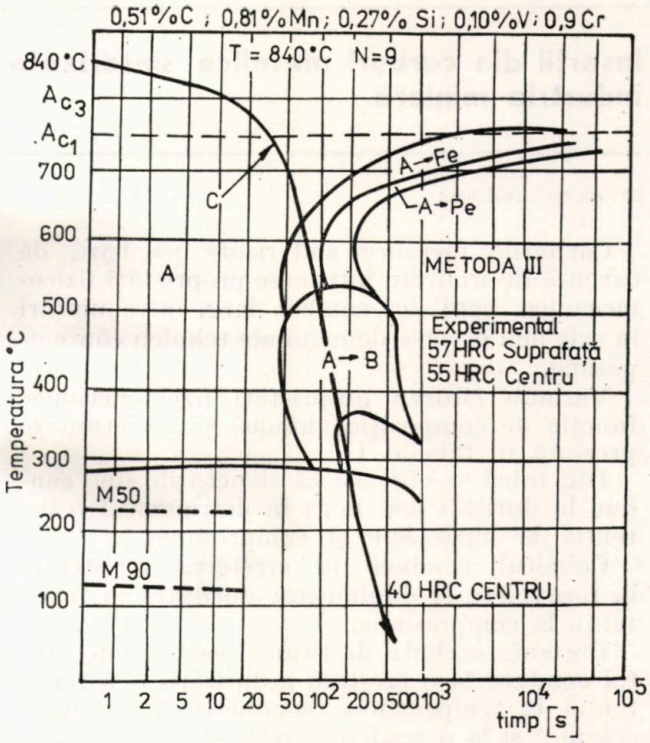


Fig. 4. Diagrama de transformare la răcire continuă a austenitei și curba de răcire calculată prin metoda a *III*-a

a produsului austenitizat la 840°C, prin secționarea ulterioară la mijlocul generatoarei și prin controlul de duritate pe secțiune.

Cea de a treia metodă de calcul utilizată nu verifică rezultatele experimentale în centrul secțiunii produsului, obținîndu-se o duritate mult mai mică.

În concluzie se poate aprecia că pentru dimenisuni relativ reduse ale produselor, neglijarea variației momentane a proprietăților termofizice și a coeficientului de schimb superficial prin introducerea valorilor medii nu afectează sensibil calculul curbelor de răcire, conducînd la rezultate apropiate de cele experimentale.

Pentru marca de oțel 50 VC 11, diametrul critic real în condițiile răcirii în ulei este egal cu ~ 60 mm. Întrucît diametrul produsului ales pentru compararea rezultatelor este mai mic decît diametrul critic real este interesant de cercetat dacă concluzia lucrării este valabilă și pentru produse cu dimensiuni mai mari.

BIBLIOGRAFIE

[1] Mantea, S. și Dulămiță, T. *Teoria și practica tratamentelor termice.* București, Ed. tehnică, 1966.

[2] Popescu, N. și Vitănescu, C. *Tehnologia tratamentelor termice.* București, Ed. tehnică, 1975.

[3] Munteanu, A. Teză de doctorat, Univ. din Brașov, 1978.

[4] Dardel Yves *La transmission de la chaleur.* Paris, 1964.

[5] Munteanu, A. *Calculul coeficienților de schimb superficial la călire în medii vaporizabile.* În: Metalurgia, nr. 12, 1977, p. 664–670.

[6] Ragen, G. și Sidan, H. *Severité de trempe lors de l'emploi de divers fluides et huiles.* În: Berg und Hüttenmännische Monatshefte, 1972, p. 250–258.

[7] Borgnon, J. *Contribution à la connaissance des fluides de trempe.* În: Traitement thermique, nr. 49, 1970, p. 25–41.

[8] Hengener, F. *Calcul à l'aide d'une calculatrice electronique des processus de refroidissment.* În: Stahl und Eisen, nr, 12, 1969, p. 641–653.

[9] Fedorov, B.J. și Kobascko, N.I. *Calculul timpului de răcire la călirea corpului cu configurație complexă.* În: Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, nr. 4, 1972, p. 59–63.

Inserții din carburi metalice sinterizate pentru industria minieră

Ing. P. Nicolae și ing. P. Herșcovici
ICEM — București

CZ : 661.665.2 : 621.762.4

Carburile metalice sinterizate pe bază de carbură de wolfram întrunesc proprietăți fizico-mecanice care le conferă largi întrebuințări în cele mai diverse domenii ale tehnicii contemporane.

Variația cîtorva proprietăți fizico-mecanice funcție de compoziția chimică și structură se prezintă în tabelul 1.

Din tabel se observă că structurile fine conduc la durități mai mari în detrimentul rezistenței la încovoiere și compresiune.

Cobaltul conduce la creșterea rezistenței la încovoiere și diminuează duritatea și rezistența la compresiune.

Prezența carburii de titan și carburii de tantal conduce la o creștere a durității și a rezistenței la temperatură (conductivități termice scăzute) și la o scădere a rezistenței la încovoiere și compresiune, carbura de titan fiind cea care influențează preponderent aceste proprietăți.

Carburile metalice sinterizate sînt materiale tenace comparativ cu alte materiale dure. În domeniul de duritate $HV30$ 750 —2 000 carburile metalice sinterizate sînt materialele care îmbină cel mai bine proprietăți condictorii ca duritatea și tenacitatea.

Datorită faptului că înainte de rupere carburile metalice sinterizate suferă o deformație plastică foarte mică, sînt clasificate în categoria materialelor fragile.

Astfel la o forță de compresiune de 3 000 N/mm² un aliaj cu 6% Co prezintă o deformație permanentă de 0,02% și o alungire înainte de rupere de 0,1%.

Conținutul în cobalt îmbunătățește tenacitatea : un aliaj cu 15% cobalt prezintă o alungire de 1,4% înainte de rupere și o deformație permanentă de 1%, la o forță de compresiune de 3 000 N/mm².

Proprietățile fizico-mecanice măsurate direct, controlul structural, sînt necesare pentru evaluarea calității produselor din carburi metalice sinterizate, dar nu suficiente, pentru că valorile determinate pot fi cu greu considerate în relație directă cu durabilitatea produsului în exploatare.

De aceea, se determină cel mai bun aliaj dur pentru o anumită destinație și se exemplifică modul în care s-au creat noi sorturi de carburi metalice sinterizate pentru industria minieră.

Pentru început se observă că la așchierea metalelor aria solicitată a plăcuței din aliaj dur este mult mai mică comparativ cu aria de solicitare a plăcuței în operațiile de foraj.

Deci probabilitatea unui defect critic în zona de lucru a plăcuței ce așchiază metalul este mult mai mică decît în cazul inserției ce dislocă roca.

Dacă la așchierea metalelor suprafața de contact a plăcuței cu metalul este de ordinul milimetrilor pătrați, suprafața de contact a inserției cu roca este de cel puțin 100 ori mai mare.

Defecte structurale ca segregația cobaltului, subsinterizarea, faza η sau carbon liber, care conduc la micșorarea rezistenței la încovoiere și a rezistenței la compresiune, nu pot fi admise în aliajele dure destinate producerii inserțiilor de foraj tocmai din cauza probabilității mari de apariție a unui defect critic.

Încercarea la încovoiere determinată pe probe standardizate prezintă o împrăștiere a rezultatelor care este mai accentuată la sorturile mai dure.

În tabelul 2 se prezintă coeficientul de variație a rezistenței la încovoiere la trei sorturi de aliaje dure.

În probele de mai sus nu a fost semnalat nici unul din defectele structurale specificate mai sus.

Tabelul 1

Comp. chimică, %				Dimens. grăunților de WC, μm	Densit., g/cm³	Durit., $HV30$	Rezist. la încov., N/mm²	Rezist. la compresiune, N/mm²	Modulul de elasticitate, KN/mm²	Conductivitatea termică, W/m°C
WC	Co	TiC	TaC							
94	6	—	—	0,8	14,95	1 750	1 650	6 700	630	110
94	6	—	—	1,5	15,00	1 575	2 240	5 500	630	110
90	10	—	—	1,5	14,50	1 380	2 450	4 800	590	120
75	25	—	—	1,5	13,15	950	2 760	3 500	457	90
70	9	9	12	3,0	12,15	1 450	1 930	46 00	510	40
56	10	19	15	3,0	10,30	1 525	1 430	3 700	480	25

Tabelul 2

Compoz. chimică, %		Dimens. granulelor, μ	Rezist. la încovoiere, N/mm²	Coef. de variație, %
WC	Co			
94	6	0,8	1 550	23
89	11	3,5	2 600	12
75	25	1,4	2 760	5

Trebuie menționată porozitatea care nu a depășit 0,01%, valoare cu totul acceptabilă pentru aliajele dure elaborate printr-o tehnologie tradițională, proprie metalurgiei pulberilor.

Conform tabelului de mai sus o primă opțiune pentru fabricarea inserțiilor de foraj ar putea fi aliajul cu 25% Co. Un asemenea aliaj este însă necorespunzător chiar în cazul forajului rotativ al unor roci slabe, din cauza durității reduse și, implicit, din cauza rezistenței la uzare scăzute.

Față de cele de mai sus apare ca foarte atrăgătoare ideea folosirii inserțiilor acoperite cu carbură de titan, în care matricea să fie din aliaj dur bogat în cobalt, de exemplu cel cu 25% cobalt.

În prezent acest lucru nu este posibil, straturile extradure de carburi de titan, de carbonitrură de titan sau nitrură de titan ce acoperă plăcuțele cu care se așchiază metalele avînd o grosime de ordinul micronilor.

În cazul așchierii metalelor uzura se măsoară în zecimi de mm, iar cînd depășește 0,5 mm, uzura devine „catastrofală".

În cazul forajului rocilor, asemenea uzuri sînt normale.

O plăcuță așchietoare este într-adevăr foarte bună cînd lucrează o oră, o inserție de foraj întrunește același calificativ la sute de ore de funcționare.

De altfel mecanismul uzării diferă. În cazul așchierii metalelor predomină uzura prin difuzie, uzură care produce așa-numitul defect de caracter al muchiei de tăiere.

În cazul forajului, majoră este uzura prin abraziune care este rezultatul ruperii și îndepărtării grăunților individuali.

Uzura prin abraziune se realizează pe căi diferite. În forajul rotativ, la viteze de tăiere mai mici de 40 m/min, uzura se realizează prin îndepărtarea succesivă a fazei liant (cobalt) și a grăunților de carbură de wolfram. La viteze mai mari de 40 m/min sub influența temperaturii, îndepărtarea succesivă a fazei liant și a grăunților de carbură de wolfram este precedată de o deformare structurală rezultată din alunecarea grăunților unul față de altul. În forajul rotopercutant, datorită forțelor de impact și compresiune, la suprafața inserției apar microfisuri care facilitează uzura prin abraziune.

Apare evident că operația de acoperire a inserțiilor pentru foraj cu straturi extradure de ordinul micronilor este superfluă, spre deosebire de așchierea metalelor unde s-au obținut rezultate spectaculoase datorită faptului că aceste straturi devin o barieră în calea defectului de crater.

Față de cele de mai sus, apare necesitatea folosirii unor aliaje dure cu duritate ridicată dar și cu o bună tenacitate. Un astfel de aliaj dur este cel cu 6% cobalt și granulație 5 μ.

În figura 1 se prezintă uzura aliajului cu 6% Co de granulație 1 μ și 5 μ, funcție de viteza de tăiere și rezistența rocii în forajul rotativ al calcarului.

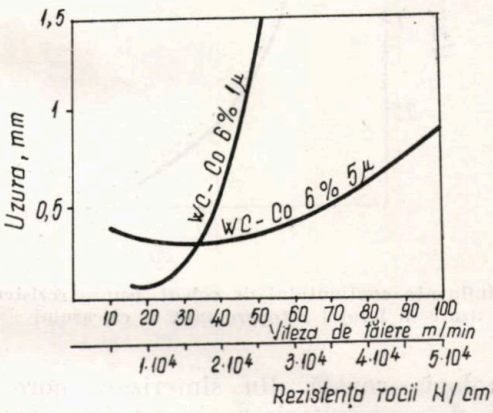


Fig. 1. Uzura aliajului WC-Co cu 6% Co de granulație 1 și 5μ, funcție de viteza de tăiere și rezistența rocii în forajul rotativ al calcarului

Se observă că dacă la solicitări mai mici (viteze de tăiere sub 40 m/min) aliajul de granulație fină poate fi folosit, la viteze de tăiere mai mari de 40 m/min se poate lucra numai cu un aliaj de granulație 5 μ.

Explicația se găsește în mecanismul uzurii prezentat mai sus.

Alura curbelor se păstrează dacă viteza de tăiere se înlocuiește cu rezistența rocilor.

Pentru roci dure cu rezistență peste 20 000 N/mm² rezultate superioare în exploatare se obțin cu aliajele dure în care conținutul de cobalt ajunge la 12%.

În forajul rotopercutant se mențin rezultatele de mai sus privind influența granulației, dar aliajele dure cu mai puțin de 8% cobalt sînt inoperante.

În figura 2 se prezintă influența conținutului de cobalt asupra rezistenței la uzure în forajul rotopercutant, uzură care de fapt se traduce printr-o rezistență la apariția microfisurilor.

Conținutul de cobalt în aliajele dure folosite în forajul rotopercutant va fi mai mare de 8%, granulația optimă fiind de 5—6 μ.

Revenind la probabilitatea apariției defectelor critice, de fapt la siguranța în exploatare de lungă durată, trebuie arătat că rezultate foarte bune s-au obținut în ultimii ani în străinătate prin utilizarea presării izostatice

la cald. În cazul carburilor metalice sinterizate folosite în foraj, se aplică cu deosebit succes o variantă să spunem simplificată a presării izostatice la cald, în scopul eliminării porozității reziduale, a măririi rezistenței la încovoiere și a rezistenței la formarea microfisurilor.

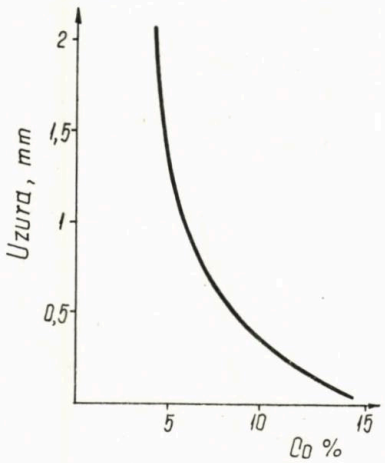


Fig. 2. Influența conținutului de cobalt asupra rezistenței la uzare în forajul rotopercutant al calcarului

Tehnologia constă din sinterizare normală urmată de o resinterizare la presiune înaltă de gaz și o temperatură cu 50°C deasupra punctului solidus. În aceste condiții carbura metalică sinterizată este o masă plastică cu o coeziune considerabilă, astfel încît servește efectiv ca propriul său înveliș și transmite presiunea exterioară a gazului.

În urma aplicării presării izostatice la cald în varianta prezentată, rezistența la încovoiere crește cu pînă la 100% la sorturile cu conținut scăzut de cobalt (mai mic de 10%).

Dar și mai important este faptul că împrăștierea rezultatelor la determinarea rezistenței la încovoiere se reduce, astfel că coeficientul de variație se micșorează cu cel puțin 50% la sorturile mai dure.

De asemenea porozitatea dispare.

Și mai evidente sînt însă îmbunătățirile obținute în exploatare.

În prezenta lucrare s-au arătat unele din rezultatele obținute în asimilarea materialelor dure pentru confecționarea inserțiilor pentru foraj, rezultate materializate pînă acum prin fabricarea în țară a știfturilor pentru sapele cu role la Întreprinderea „1 Mai"—Ploiești.

Domeniul de utilizare a inserțiilor din carburi metalice sinterizate pentru foraj este mai mare și pentru fiecare tip de sculă de foraj, pentru fiecare tehnologie de forare, pentru fiecare rocă trebuie făcute investigații atente, mai ales că deocamdată în țară aceste inserții se realizează în totalitate prin tehnologiile tradiționale de presare și sinterizare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Spriggs, G.E. și Bettle, D.I. *Proprietăți și utilizări ale carburilor metalice sinterizate.* În: Powder Metallurgy, nr. 35, 1975.

[2] Lardner, E. *Presarea izostatică la cald a carburilor metalice sinterizate.* În: Powder Metallurgy, nr. 35, 1975.

[3] Larsen—Basse *Uzura aliajelor dure în forajul rocilor.* În: Powder Metallurgy, nr. 31, 1973.

[4] Nicolae, P., Herșcovici, P., Țîrloiu, N. și Baroncea, E. *Cercetări și experimentări privind influența acoperirilor cu TiC asupra durabilității plăcuțelor aşchietoare.* În: Cercetări Metalurgice, vol. 15, 1974.

Miniuzina de la Qatar Steel Co.

Uzina siderurgică dată în funcțiune în cursul anului 1978 (miniuzină bazată pe reducerea directă) este amplasată la Umm Said, pe coasta de est, la 44 km de capitala emiratului Doha. Regiunea Umm Said este destinată a deveni un centru industrial care va cuprinde și o uzină petrochimică, precum și o uzină de lichefiere a gazelor naturale. Printr-un contract semnat în iulie 1974, societatea japoneză Kobe Steel și-a asumat responsabilitatea construirii uzinei și a funcționării ei în primii 8 ani. Societatea Qatar Steel Co. Ltd (QASCO) a fost constituită în octombrie 1974, iar capitalul său este deținut de guvernul Qatarului — 70% și două societăți japoneze: Kobe Steel (20%) și Tokyo Boeki (10%).

Oțelăria electrică, instalațiile de turnare continuă și laminorul au fost terminate în februarie 1978, iar instalația de reducere directă, în august 1978.

Uzina de la Umm Said cuprinde:

— 1 instalație de reducere directă Midrex, cu o capacitate anuală de 400 000 t (gradul de metalizare: 92%), construită de Kobe Steel pe licență Midrex;

— 2 cuptoare electrice cu arc de 70—75 t (puterea transformatoarelor: 37/45 MVA), cu o capacitate totală de circa 416 000 t/an, construite de Nippon Kokan;

— 2 instalații de turnare continuă pentru țagle, cu 4 linii fiecare, construite de Kobe Steel;

— 1 laminor pentru oțel rotund, cu diametrul de 10 pînă la 32 mm, avînd o capacitate de 330 000 t/an, construit de Kobe Steel;

— 1 atelier de reparații;

— 1 laborator de analiză chimică și încercări ale materialelor.

Gazul natural necesar provine de la zăcămîntul Khuff-Qatar și este transportat pe o conductă de 100 km cu diametrul 30″. Instalațiile portuare cuprind 2 cheiuri pentru descărcarea materiilor prime cu destinație QASCO și 3 cheiuri de încărcare pentru diferite mărfuri. Instalațiile portuare au fost construite de un grup franco-olandez.

Conform acordurilor încheiate, QASCO va răspunde de vînzările pe piața internă, iar Tokyo Boeki va asigura vînzările de export (care ar trebui să reprezinte 2/3 din producție). Principalele debușee de export ar trebui să fie țările din Golful Persic, care în prezent importă circa 2 mil. t bare anual și a căror cerere ar trebui să crească pe măsura industrializării acestora.

(În: *Revue de Métallurgie, Franța, nr. 1, 1979, p. 23*)

O nouă instalație de preparare a minereului și de peletizare în Brazilia

Societatea Forteco Mineraçao S.A., Belo Horizonte, a dat în funcțiune o instalație de preparare la Fabrica. Producția zilnică a acestei unități este de 8 900 t pelete de oxid, destinate în cea mai mare parte exportului. În plus, mai sînt produse 800 t/h minereuri superioare, mărunt și material pentru pelete. Partea mecanică a instalației de preparare a fost realizată de Krupp-Industriebau, iar cea a instalației de peletizare, de către Lurgi-Chemie.

Echipamentul electric al instalației este realizat de Siemens și cuprinde distribuția de energie, prepararea, peletizarea și alimentarea cu apă. Aparatele și subansamblurile necesare sînt realizate în proporție de 80% în uzinele braziliene, aparținînd firmei Siemens. Conform dorinței clientului, comenzile și dispozitivele de reglare au fost realizate în tehnica clasică.

(În: *Revue de Métallurgie, Franța, nr. 2, 1979, p. 141*)

Pont-à-Mousson anunță construirea unei noi cocserii

Noua cocserie a societății Pont-à-Mousson va fi construită la Blénod-les-Pont-à-Mousson, iar investițiile pentru această unitate, care va fi dată în funcțiune în 1980, se ridică la 120 mil. franci. Din această sumă, 15—20% vor fi rezervate combaterii poluării. Toate lucrările vor fi încredințate unor întreprinderi din Lorena. Cocseria va utiliza 250 mii t anual cărbune achiziționat de la Houillères du Bassin de Lorraine.

(În: *Revue de Métallurgie, Franța, nr. 1, 1979, p. 15—E*)

Comitetul Oțelului — ONU va întreprinde două studii privind poluarea în industria siderurgică și oferta de cocs

Comitetul oțelului al Comisiei Economice pentru Europa a O.N.U. a decis pentru 1979 efectuarea a două studii cu următoarele teme: situația actuală și perspectivele privind tehnicile slab poluante sau fără deșeuri în industria siderurgică; producția și oferta de cocs metalurgic. În octombrie 1979, în Luxemburg, va fi organizat un seminar asupra utilizării oțelului la lucrările publice, de infrastructură și construcții, iar în 1980, în Polonia, se va ține un seminar avînd ca temă utilizarea oțelului în construcțiile navale.

(În: *Revue de Métallurgie, Franța, nr. 1, 1979, p. 18—E*)

Acord de cooperare între Creusot-Loire și Bertin et Cie, în domeniul recuperării energiei

Bertin et Cie și Creusot-Loire au decis să-și unească eforturile, pentru a pune la dispoziția industriei instalații de recuperare termică, permițînd producerea de energie mecanică sau electrică fără nici un consum de combustibili.

În 1985, Franța trebuie să economisească echivalentul a 45 mil. t petrol. Acest obiectiv nu va putea fi atins decît prin acțiuni de economie la toate formele de energie și prin recuperarea sistematică a căldurii pierdute. Organismul francez Agence pour les Economies d'Energie încurajează toate inițiativele pentru atingerea acestui obiectiv. Conform precizărilor furnizate în cursul unei conferințe de presă, organizată de cele două societăți, un generator de abur, plasat în fluxul de căldură pierdută, evacuată de o instalație industrială, alimentează o turbină care poate acționa un alternator, un compresor sau o pompă. Aburul care este apoi condensat este returnat la generatorul de abur. Fluidul utilizat este apa, amoniacul sau un lichid organic ales pentru obținerea celor mai bune performanțe de putere.

(În: *Notes d'Actualité sur la Sidérurgie Française, Franța, nr. 78, martie, 1979, p. 24*)

Societatea US Steel Corp. încheie modernizarea uzinei Fairfield

În anul 1974 au fost date publicității planurile pentru construcția unui nou furnal de la uzina Fairfield, Ala., a societății United States Steel Corporation. În anul 1974 au fost date în funcțiune două noi cuptoare Q—BOP. De asemenea, s-a mai anunțat construcția unui al treilea cuptor Q—BOP și a unei noi cocserii. Al treilea cuptor Q—BOP a intrat în funcțiune în luna aprilie 1978, cocseria în luna octombrie, iar furnalul, în decembrie. Furnalul are o vatră cu diametrul de 9,8 m și, cînd va lucra la întreaga sa capacitate, va produce 4 535,9 t/zi; cantitatea de materii prime de alimentare va fi de circa 7 257,5 t minereu de fier, 2 721,6 t cocs și 453,6 t calcar pe zi. Echipamentele auxiliare ale furnalului sînt următoarele: o stație de descărcare, un depozit cu 11 silozuri, o stație de cernere și mai multe conveioare, inclusiv conveiorul principal care are o lungime de 305 m, fiind utilizat la alimentarea furnalului de 76,2 m înălțime. În imediata vecinătate a cuptorului este montată o instalație de tratare a apei folosite la epurarea gazului de furnal.

(În: *Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 2, 1979, p. 6*)

Compania Nippon Steel înregistrează un nou record la consumul de combustibil în furnale

Compania Nippon Steel a realizat un nou record la consumul mediu de combustibil în furnale, prin depășirea limitei de 460 kg/t.

Pentru anul calendaristic 1978, media pentru 16 furnale ale firmei Nippon Steel a fost de 457 kg.

Chiar în momentul declanșării crizei petrolului, compania Nippon Steel a fost obligată să-și dubleze eforturile în scopul reducerii consumului de combustibil. Îmbunătățirile tehnologice în metodele de exploatare au redus treptat consumul mediu de combustibil al firmei, de la 475 kg în anul 1976 la 466 kg în anul 1977 și la 457 kg în anul 1978. Coeficienții de productivitate (producția de fontă brută înregistrată pe zi și pe m^3 de volum interior) pentru trei ani au fost de 1,89; 1,79 și respectiv 1,79.

Consumul de combustibil, în medie, pentru cele nouă firme importante ale Japoniei a fost de 479 kg în anul 1976 și de 472 kg în anul 1977.

Consumul scăzut de combustibil de la compania Nippon Steel este atribuit:

— distribuției îmbunătățite a încărcăturii în scopul asigurării unei funcționări mai stabile;

— îmbunătățirii proprietăților încărcăturii, incluzînd reductibilitatea aglometarului și măririi raportului aglomerat-pelete;

— instalației de vaporizare la nouă din cele 16 furnale ale companiei Nippon Steel;

— ridicării temperaturii aerului de la 1 188°C în 1976 la 1 223°C în 1977 și la 1 243°C în 1978.

Între timp, consumurile de combustibil la uzinele companiei Nippon Steel au fost îmbunătățite. La uzinele Oita consumul mediu de combustibil înregistrat în luna decembrie a fost de 444,7 kg, considerîndu-se a fi un nou record mondial. Recordul anterior de 446,9 kg a fost înregistrat în luna noiembrie a anului trecut la uzinele Kimitsu ale companiei Nippon Steel.

Recordul uzinelor Oita, de 442,9 kg a fost stabilit la furnalul nr. 1 (cu o capacitate zilnică de 10 000 t) și cel de 446,1 kg la furnalul nr. 2 (12 000 t). Consumul de 444,7 kg cuprinde 403,7 kg de cocs și 41 kg de păcură.

(În: *Nippon Steel News, Japonia, nr. 106, 1979*)

Producția de oțel inoxidabil în Franța

După cum afirmă Camera sindicală a oțelurilor fine și speciale, producția de oțel inoxidabil a Franței (lingouri, sleburi turnate continuu și piese turnate) în anul 1978 a totalizat 544 031 t, din care 5 778 t reprezentau piese turnate, față de 579 679 t și respectiv 7 979 t, în anul 1977.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, 1979, nr. 6380, p. 37*)

Compania Nippon Steel mărește producția de oțel turnat continuu

Creșterea producției de oțel turnat continuu la uzinele Nagoya la 194 000 t pe lună marchează un alt pas înainte făcut de compania Nippon Steel în creșterea capacității de turnare continuă a firmei.

Construirea oțelăriei nr. 3 de la uzinele Yawata va mări aportul producției turnării continue a firmei la 50% din capacitatea totală. De asemenea, instalarea mașinii de turnare continuă nr. 2 la uzinele Kimitsu, în luna martie a anului 1980, va mări ponderea producției de oțel turnat continuu la mai mult de 60% din capacitatea totală.

Creșterea producției de oțel turnat continuu la uzinele Nagoya s-a realizat într-o perioadă foarte scurtă, de patru luni după extinderea acestora. După refacere, producția lunii iunie a anului trecut a fost de 36 000 t. Aceasta a crescut la 125 000 t în luna iulie, la 168 000 t în august și la 194 000 t în septembrie, depășind capacitatea de 190 000 t pentru care a fost proiectată instalația refăcută.

(În: *Nippon Steel News, Japonia, nr. 106, 1979*).

Producție de vîrf la fabricarea benzilor late la cald din titan, la firma Klöckner AG

Începînd cu anul 1975, la uzina siderurgică Bremen a uzinelor Klöckner AG se laminează în măsură crescîndă bandă lată la cald din titan pur și aliaje de titan. Acest metal se caracterizează printr-o rezistență mare, la o greutate specifică mai mică cu circa 45% față de cea a oțelului. După ce lingourile din titan se laminează în benzi late la cald într-un domeniu de lățimi de circa 1 000 mm, se fabrică colaci din titan pur de 1 965 mm și 6,0 mm grosime.

În acest mod, uzina siderurgică din Bremen a reușit să producă pentru prima dată în lume bandă lată la cald de această calitate, la o asemenea lățime, pe o linie de laminare continuă. Acest rulou din titan pur, destinat unui partener din Suedia, se va lamina în continuare pe cel mai lat laminor la rece din lume. Prin dezvoltarea neîntreruptă a noilor tehnologii este de așteptat ca aceast material de calitate superioară să-și găsească în continuare alte domenii de utilizare.

(În: *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 8, aprilie 1979, p. 435*)

Aparat pentru determinarea abaterilor de grosime ale benzilor laminate

Firma Telequest AG, R.F.G., a dezvoltat un aparat pentru controlul statistic de calitate, pentru determinarea și reprezentarea grafică a toleranțelor de grosime ale benzilor laminate. Pe cale electrică se pot culege, clasifica și înmagazina și alte valori măsurate. Un monitor indică distribuția statistică a defectelor. În majoritatea cazurilor este de așteptat o distribuție normală a valorilor măsurate. Din această cauză, pe aparatul standard sînt reglate douăsprezece clase pentru fracțiuni și multiple ale deviației standard σ. Această reglare este avantajoasă cînd sînt necesare modificări datorită șarjelor de calitate deosebită și distribuției defectelor. În plus, pentru determinarea defectelor cu ajutorul calculatorului digital, vor fi culese toate valorile măsurate care depășesc de trei ori abaterea standard.

(În: *Stahl und Eisen, R. F. G., nr. 8, aprilie 1979, p. 436*)

Un nou procedeu de acoperire a suprafețelor de fontă și oțel

Un nou procedeu de aplicare a stratului acoperitor pentru suprafețe de fontă și oțel a fost prezentat de firma Geihard Collardin GmbH, Köln. Procedeul „Autophoretic Coating Chemicals" (ACC) a fost elaborat de firma Amchem Products Inc., Ambler/Pa. (S.U.A.).

Procedeul ACC permite pretratarea și lăcuirea suprafețelor de fontă și oțel într-un singur proces. În acest caz, se elimină fosfatarea. Prin acest procedeu se produce, dintr-un mediu apos, o combinație a unui strat anorganic de pasivizare cu o acoperire organică.

Avantajele procedeului sînt:

— protejarea mediului înconjurător, deoarece nu sînt utilizați nici un fel de solvenți organici;

— economie de energie, deoarece energia se utilizează numai în procesul de curățare;

— cheltuieli reduse pe unitatea de suprafață acoperită;

— aplicarea fără defecte și probleme a straturilor de acoperire a cavităților;

— spațiu redus pentru instalația de acoperire, deoarece nu sînt necesare zone separate de fosfatare.

În prezent procedeul ACC se utilizează în exclusivitate pentru fontă și oțel. Se dezvoltă aplicarea procedeului la acoperirea oțelului zincat și aluminiului. Într-un viitor apropiat, procedeul se va aplica și în scopul grunduirii.

Collardin GmbH a preluat de la Amchem Products Inc. know-how-ul și modul de funcționare. În S.U.A. și Japonia se află deja în funcțiune zece instalații ACC. La un mare producător german de automobile va fi pusă în funcțiune, în decursul acestui an, prima instalație ACC din Europa.

(În: *Stahl und Eisen, R. F. G., nr. 8, aprilie 1979, p. 436*)

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 4, 1979

Lățimea optimă a camerei cuptorului de la bateriile de cocs, p. 12 — *Dependența proprietăților cocsului de procedeul de pregătire a șarjei,* p.16 — *Metodă de laborator privind evaluarea gradului de utilitate la fabricarea cocsului brichete,* p.18 — *Mărirea duratei de funcționare a pieselor în condiții de temperaturi înalte,* p.30 — *Încercarea nivelmetrelor industriale și a semnalizatoarelor de nivel în scopul stabilirii siguranței lor în funcționare,* p. 31 — *Mașina „Sokol — 1M" pentru controlul centralizat al principalilor parametri tehnologici ai producției de cocs,* p. 35 — *Experiența de exploatare și reparație a cuptoarelor cu defecte de căptușeală,* p. 37 — *Analiza calității cocsului metalurgic,* p. 44 — *Obținerea și utilizarea substanțelor de aglomerare sintetice în industria cocsochimică japoneză,* p. 58.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 3, 1979

Fabricarea maselor cu conținut mare de alumină fără contracție, p.9 — *Despre prăjirea materialelor refractare cu oxid de crom,* p.12 — *Particularitățile cuptorului pentru tratamentul termic al materialelor refractare prăjite, cu conținut de bitum,* p. 14 — *Capacitatea integrală radiantă a produselor refractare,* p.20 — *Automatizarea dozării și amestecarea șarjei Dinas, prin utilizarea sistemului de comandă fără contact,* p. 24 — *Proprietățile pulberilor magnezitice tratate cu ulei mineral,* p. 25 — *Funcționarea căptușelii camerei de vidare a oțelului,* p. 30 — *Creșterea calității materialului refractar pentru pintecele furnalului și pentru partea inferioară a cuvei furnalului,* p. 34 — *Producerea materialului refractar corundic, cu structură granulară,* p. 40 — *Principiile de bază ale obținerii suspensiilor de nisip de cuarț, cu o concentrație superioară,* p. 46 — *Rezistența materialului refractar, în cazul încălzirii la temperaturi mari a oțelului pentru transformator, în cuptorul de încălzit,* p. 51 — *Cercetarea rezistenței la acțiunea zgurelor a produselor din ZrO_2 stabilizat,* p. 54 — *Celulă pentru impregnarea modelelor cu lichid, în cazul determinării densității reale și aparente,* p. 58.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 4, 1979

Betoane din forsterit turnate pentru fundul vagonetelor de la cuptoare-tunel, p.10 — *Utilizarea prafului de la electrofiltrele cuptoarelor rotative la fabricarea materialelor refractare,* p. 14 — *Cuptor tunel pentru prăjirea refractarelor la 1 850°C,* p. 17 — *Formarea și depunerea în filtrele electrice a sulfaților din metalele alcaline și alcalino-pământoase și a fluorurii de magneziu la arderea magnezitei în cuptoarele rotative,* p. 22 — *Utilizarea excavatorului cu rotor modernizat ERG — 120M la extracția caolinului,* p. 28 — *Conducte metalice din laminate de cupru pentru agregatele de turnare-laminare,* p. 30 — *Modificarea proprietăților refractarelor silicoaluminoase în cursul arderii și utilizării lor,* p. 32 — *Proprietățile elastice ale betoanelor silicioase refractare,* p. 38 — *Executarea și utilizarea pieselor din soluții solide monoclinale de zirconiu-hafniu de oxizi,* p. 43 — *Sinterizarea ceramicii de zirconiu cu adaosuri sticloase și proprietățile ei,* p. 47 — *Obținerea clincherului de densitate mare pe bază de dolomite și magnezite naturale,* p. 52 — *Stabilirea termostabilității materialelor refractare pentru instalațiile de turnare a oțelului,* p. 57.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 4, 1979

Optimizarea distribuirii radiale a materialelor de încărcare, care conțin pelete de minereu de fier, p. 10 — *Îmbunătățirea funcționării dispozitivelor de epurare a gazelor la fabricile de aglomerare,* p.13 — *Sistem cu recirculare pentru granularea zgurei,* p. 17 — *Îmbunătățirea calității lingoului obținut la mașinile de turnare continuă,* p. 20 — *Dezactivarea zgurei în oala de turnare a oțelului,* p. 21 — *Căptușirea cu plăci termoizolante a maselotierei,* p. 23 — *Eficiența utilizării noilor procedee de căptușire a oalelor de turnare a oțelului,* p. 26 — *Îmbunătățirea calității roților de cale ferată,* p. 31 — *Nomograme pentru calcularea lățirii și ambutisării la laminarea în calibre de tras,* p. 33 — *Îmbunătățirea materialelor metalice cu cauciuc la îmbinările articulate ale laminoarelor,* p. 35 — *Caracterul uzurii cilindrilor de la laminorul de blumuri,* p. 37 — *Perfecționarea schemelor la ciclurile de rotație de la laminoare,* p. 42.

Iz. VUZ Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 3, 1979

Cinetica oxidării fierului la decarburarea băii metalice, p. 5 — *Influența compoziției șarjei de aglomerare în elaborarea și calitatea aglomeratului,* p. 13 — *Cercetarea experimentală a metalizării peletelor în cuptorul cu cuvă experimental,* p. 17 — *Rolul umidității în formarea structurii șarjei de aglomerare,* p. 20 — *Influența cantității de mărunt asupra permeabilității la gaze a stratului de aglomerat și cocs,* p. 24 — *Corelația rațională a metodelor de calcul și experimentale de cercetare a proceselor de formare a lingourilor de oțel,* p. 29 — *Solidificarea verticală a lingourilor de oțel și legătura cu defectele din zona axială cu caracter de contracție,* p. 32 — *Îmbunătățirea regimurilor de răcire secundară a lingourilor mari turnate continuu pentru tablă,* p. 37 — *Alierea de omogenizare a fierului cu nichel, crom și mangan prin faza de clorurare,* p. 41 — *Cercetarea stării de tensiune la laminarea benzii cu secțiune pătrată în calibru oval,* p. 46 — *Regimul termic de laminare a sîrmei în caje cu calibre variate,* p. 50 — *Neomogenitatea proprietăților acustice ale tablei de oțel,* p. 54 — *Particularitățile laminării benzilor pe cilindri cu suprafețele de rugozitate diferită,* p. 58 — *Vitezele de curgere a metalului în condiții inegale de deformare pe lățimea benzii,* p. 62 — *Laminare fără devansare,* p. 67 — *Construirea unui cîmp de viteze spațial continuu pentru modelarea proceselor de trefilare,* p. 73 — *Interacțiuni impare în sistemele metalice,* p. 77 — *Fărîmițarea grăuntelui și modificarea texturii în timpul recoacerii la temperatură înaltă a oțel-siliciului 3%,* p. 80 — *Dependența de temperatură și histereza permeabilității inițiale a aliajului 50% Ni — 50% Fe,* p. 84 — *Interpretarea unor anomalii de heterodifuzie în metale,* p. 89 — *Controlul coercitimetric la tratarea termică a pieselor călite prin încălzire,* p. 93 — *Mecanismul de durificare a oțelurilor la tratamentul cu laser,* p. 96 — *Influența condițiilor de uzură gazo-abrazivă asupra modificărilor structurale în oțelurile carbon,* p. 101 — *Starea de fază și proprietățile magnetice ale aliajelor de Fe — Cr — Co cu adaosuri de molibden și siliciu,* p. 107 — *Metodă inginerească de calculare a regimului termic al elementelor de la utilajele tehnologice,* p. 110 — *Influența metalelor din pămînturi rare asupra formării structurii oțelului turnat grafitizat,* p. 114 — *Deplasarea în spațiu a fluxului gazos în cuptoarele cu cuvă,* p. 117 — *Calculul schimbului de căldură prin radiație în cuptoarele cu flacără,* p. 121 — *Metodele analizei sistemice în metalurgie,* p. 125 — *Elaborarea metodei de apreciere a eficienței canalelor de dirijare a profilului transversal al benzii în grupa finisoare a laminorului,* p. 129 — *Comanda optimă a încălzirii benzii în rulouri în cuptorul lung cu schimb de căldură prin convecție,* p. 133 — *Coeficientul brațului rezultantei al presiunii la laminarea plată,* p. 137 — *Eficiența economică rezultată din utilizarea feroaliajelor-prealiajelor lichide de la elaborarea oțelurilor speciale,* p. 146.

Iz. VUZ Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S. nr. 4, 1979

Presiunea aburului saturat și proprietățile termodinamice ale componenților în sistemul $FeCl_2 — MnCl_2$, p. 5 — *Cauzele abaterii energiei de activare observate a reacțiilor eterogene de la cea reală,* p. 9 — *Cinetica sinterizării fazei lichide în sisteme disperse multicomponente pe bază de oxizi de fier,* p. 14 — *Funcțiile termodinamice ale nitrurilor de tantal,* p. 19 — *Intensificarea procesului de sinterizare a concentratului de calcinare magnetică de la Lisakovsk,* p. 26 — *Influența indicatorului de hidrogen al mediului asupra rezistenței peletelor,* p. 30 — *Alegerea regimului de deplasare „dus-întors" a cristalizoarelor de la mașinile de turnare continuă,* p. 33 — *Particularitățile ela-*

borării electrice a oțelului prin întrebuințarea semifabricatului lichid aliat natural cu vanadiu, p. 37 — *Determinarea productivității în industria laminatelor după cifrele uzinale*, p. 43 — *Modelarea matematică universală a sistemelor de laminare*, p. 48 — *Starea de tensiune-deformare a rulourilor de benzi laminate la rece*, p. 55 — *Analiza procedeului de prindere cu filiere a produselor pe laminorul continuu de trefilat*, p. 64 — *Cercetarea cîmpurilor de deplasare și deformare în zona concentratorului la o solicitare rapidă a oțelurilor carbon*, p. 67 — *Complex de calcul electronic pentru calcularea automatizată a parametrilor de bază ai laminoarelor*, p. 71 — *Cercetarea experimentală a efectului Bauschinger la temperaturi înalte*, p. 76 — *Cîmpul de viteze la laminarea profilelor în T cu calibre cu trei cilindri*, p. 80 — *Structura primară a oțelului 30HGSA în țaglele rotunde turnate continuu*, p. 83 — *Rezistența la revenire a oțelurilor bainitice*, p. 87 — *Depunerea carburii de niobiu pe suprafața oțelurilor de scule*, p. 91 — *Cercetarea influenței ciclurilor de transformare asupra relaxării tensiunilor la transformările martensitice*, p. 94 — *Cercetarea plasticității fontei albe în dependență de viteza sa de răcire la cristalizare*, p. 98 — *Cercetarea stării termice și de tensiune a pieselor forajate de mare gabarit la încălzirea lor în cuptoarele cu camere cu vatră de evacuare*, p. 102 — *Arderea stratului de combustibil sărăcit în cuptoarele de calcinare*, p. 106 — *Analiza ecuațiilor dinamicii în zona gurii de vînt a furnalului*, p. 110 — *Deplasarea fluxului gazos în cuptorul cu cuvă cu schemă de funcționare încrucișată în contracurent*, p. 113 — *Comanda optimă a procesului de decarburare*, p. 116 — *Legătura dintre proprietățile zgurei de furnal și compoziția sa*, p. 120 — *Autostabilizarea procesului de decarburare la insuflarea combinată*, p. 122 — *Influența segregării șarjei în strat asupra funcționării mașinii de aglomerare*, p. 125 — *Model dinamic de prognozare a procesului de elaborare în convertizor*, p. 129 — *Analiza cinematică a mecanismelor de transmisie, alcătuite din roți dispuse excentric*, p. 132 — *Stabilirea duratei de funcționare a pieselor în procesul de exploatare a utilajelor metalurgice*, p. 136 — *Determinarea rigidității optime a cajelor de lucru de la laminoarele de profile*, p. 143 — *Planificarea optimă de perspectivă a producției de laminate în întreprinderi*, p. 146 — *Evaluarea calității producției de metale*, p. 149 — *Optimizarea modelului dinamic de comandă a producției de țevi trefilate*, p. 153.

Stal, U.R.S.S., nr. 4, 1979

Metoda de calculare a regenerării căldurii în stratul de aglomerare, p. 245 — *Cercetarea mecanismului de degradare a aglomeratului la încălzire în condițiile apropiate de cele din furnal*, p. 248 — *Cercetarea desulfurării fontei cu magneziu*, p. 251 — *Construcția și rezistența gurilor de vînt de la furnalele uzinei „Zaporojstal"*, p. 254 — *Algoritmuri de comandă a dezoxidării și alierii oțelului de convertizor în oală*, p. 255 — *Fenomenele de suprafață care apar la analiza fizico-chimică a proceselor de elaborare a oțelului*, p. 260 — *Calcularea duratei regimurilor tranzitorii de răcire repetată a lingourilor la turnarea pe mașini de turnare continuă a semifabricatelor*, p. 262 — *Torcretarea căptușelii la oalele pentru turnarea oțelului cu ajutorul instalației „Orion—1"*, p. 264 — *Sistemul de control automat al parametrilor și de comandă a gurilor de oxigen la cuptoarele Martin*, p. 265 *Cercetarea proprietăților oțelului acid și bazic cu rezistență ridicată*, p. 268 — *Mărirea rezistenței lingotierelor pentru oțelurile elaborate în cuptoarele electrice prin alierea cu titan*, p. 271 — *Obținerea aliajului de Fe-Si-Al electrotermic din cărbuni secundari cu conținut mare de cenușă*, p. 272 — *Mărirea eficienței producției și calității tablei cositorite electrolitic*, p. 273 — *Optimizarea tehnologiei de executare a profilelor fasonate din oțel*, p. 275 — *Regimul termic de laminare a oțelurilor aliate pe laminorul continuu de 250 pentru profile ușoare*, p. 277 — *Producția industrială a profilelor trapezoidale în trepte pentru arcuri*, p. 280 — *Influența diferiților factori tehnologici asupra formării fisurilor termice în profilele laminate*, p. 282 — *Prevenirea patinării la laminarea degrosisoare*, p. 284 — *Îndreptarea țevilor pe liniile de tragere în flux continuu*, p. 287 — *Noi secții de tragere a țevilor*, p. 289 — *Lungimea optimă a semifabricatului pentru țevile nesudate*, p. 289 — *Tehnologia de fabricare a cablurilor răsucite cu secțiune triunghiulară prin metoda laminării elicoidale a toroanelor*, p. 293 — *Influența degroșărilor relative la trefilare asupra modificării microdurității oțelului 38—40HGNM*, p. 295 — *Experimentări industriale ale pieselor de la trefilare din aliaj dur*, p. 296 — *Calculatorul electronic SEM—3 pentru măsurarea lungimii cablurilor metalice*, p. 297 — *Utilizarea încălzirii rapide prin electrocontact la fabricarea profilelor laminate*, p. 298 — *Posibilitățile de accelerare a recoacerii oțelului pentru rulmenți*, p. 303 — *Influența procedeului de tratament termic al armăturii asupra tensiunii remanente și a rezistenței la coroziune sub tensiune*, p. 305 — *Prevenirea diferenței de granulație în barele laminate la cald din aliaj EI437B*, p. 307 — *Îmbunătățirea legăturilor economice privind livrarea producției de metal*, p. 308 — *Sistem perfecționat de încălzire a cuptoarelor celulare adînci la alimentarea cu combustibil din centrul vetrei*, p. 312 — *Recoacerea de decarburare a rulourilor desfășurate din tablă de dinam* p. 314.

Aussenhandelsunternehmen METAROM

21-23 Mendeleev st. · Telefon 15 05 43 · Telex 11 705 · Tel.-Adr. MEROM · Bukarest 1 · Rumänien

METAROM entwickelt seine Export-Import-Tätigkeit in folgenden Bereichen:

- Eisen- und Nichteisenindustrie
- Koks- und chemische Industrie
- Industrie der feuerfesten Materialien

METAROM wird von Forschungs- und Projektierungsinstituten weitgehender Erfahrung unterstützt und kann folgendes anbieten:

- Studien bezüglich Durchführbarkeitsmöglichkeiten, Forschungsaufgaben
- Gesamt- und Detail-Engineering für jedwedes Projekt
- Technischer Beistand, Konstruktion und Fertigung von kompletten metallurgischen Werken

METAROM bietet Anlagen u. Anlageteile wie folgt an:

- Sinteranlagen
- Konverter und Elektroöfen
- Stranggiessanlagen
- Warm- und Kaltwalzwerke
- Schmiede- und Stranggussanlagen
- Erzaufbereitungsanlagen
- Hochofenanlagen und -einrichtungen

METAROM's export and import activities are in the following fields:

- Iron and Non-ferrous Metals Industries
- Coke and Chemical Industries
- Refractory Materials Industry

METAROM can rely on the assistance of research and project institutes and can offer:

- Feasibility Studies, Research Studies
- Complete and Detail Engineering for any project
- Technical Assistance, Design and Erection of complete metallurgical plants

METAROM offers the following plants and installations:

- Sintering Plants
- Converters and Electric Furnaces
- Continuous Casting Plants
- Hot and Cold Rolling Mills
- Forging and Extrusion Plants
- Ore Processing Plants
- Blast Furnace Plants and Installations

METAROM

Foreign Trade Company

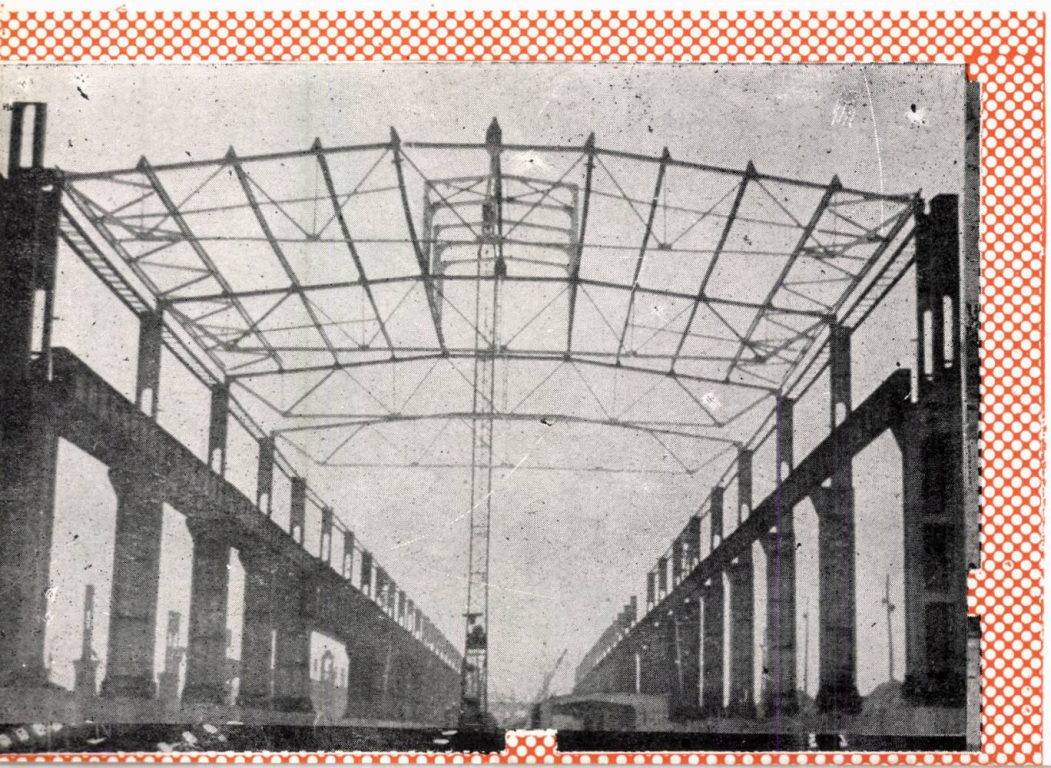
INTREPRINDEREA DE ȘI MONTAJE

• A luat ființă în anul 1960

• Folosește procedee și tehnologii moderne de construcții, dispune de o dotare tehnică modernă și de o forță de muncă specializată și cu experiență îndelungată

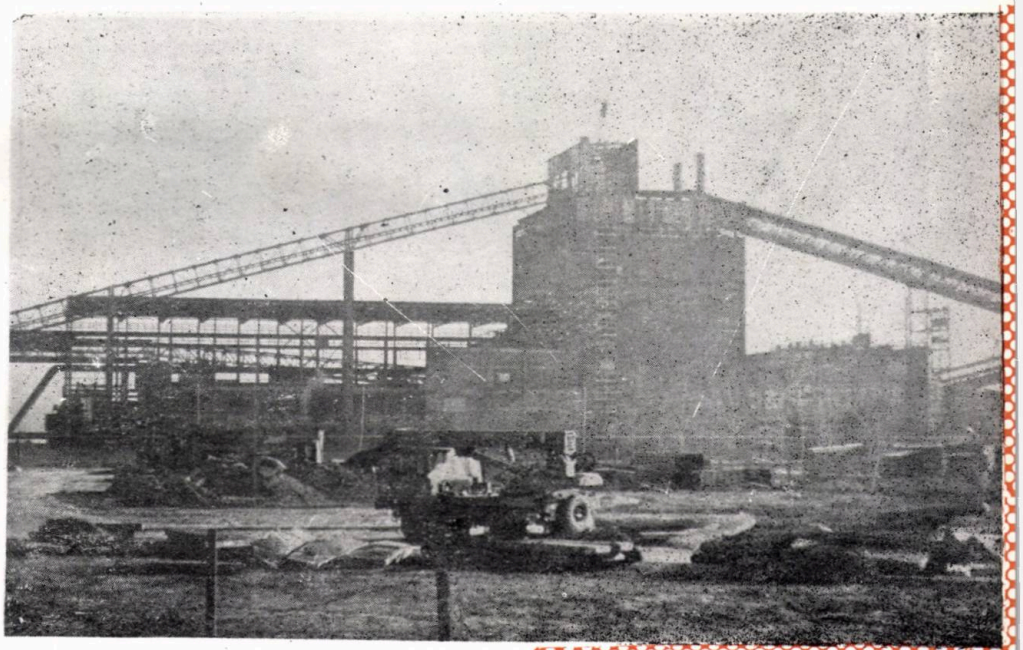
• Aplică tehnologii specifice de înaltă productivitate

• Are o activitate fructuoasă de export în calitate de constructor și furnizor



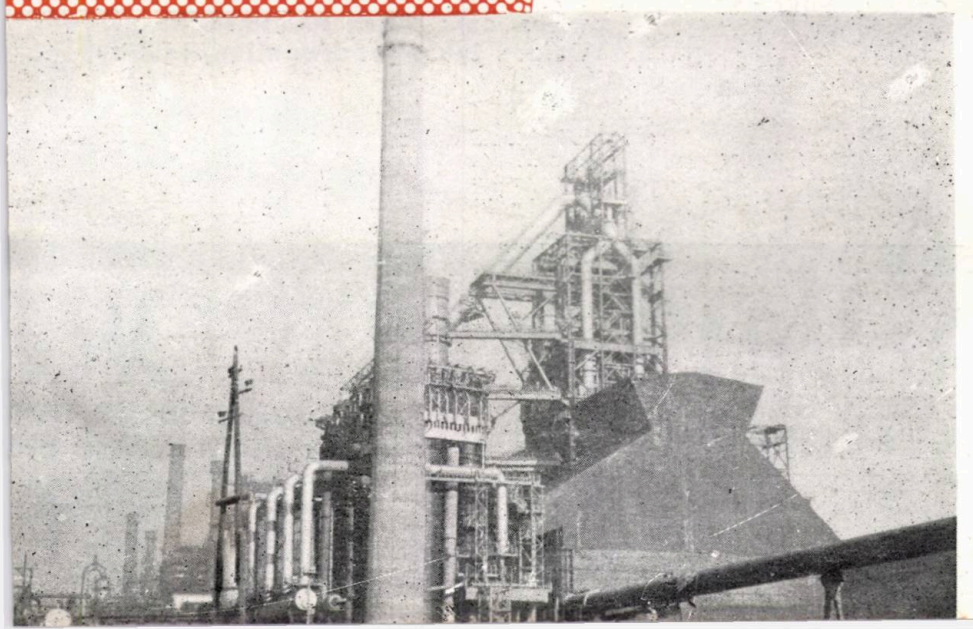
Șoseaua Smîrdan—Galați
Tel. 31656; Telex 015215

CONSTRUCȚII SIDERURGICE GALAȚI



CUTĂ ÎNTREAGA GAMĂ DE
CTIVE CARE COMPUN UN
ABINAT SIDERURGIC
GRAT:

- terii de cocsificare
- brici de aglomerare
- rnale
- elării LD şi electrice
- talaţii de turnare continuă
- minoare
- brici de var şi produse fractare
- brici de oxigen
- ptări de apă industrială
- talaţii complexe de fluide termoenergetice
- talaţii complete şi complexe electrice şi de automatizare
- crări de căi ferate şi drumuri
- nsolidări de teren cu piloţi foraţi, Franky, prefabricaţi şi pământ
- nstrucţii de interes general



„METALIMPORTEXPORT" strives to serve you!
Contact us for your demands of:

- steel blooms and slabs
- steel bars and shapes
- reinforcing steel bars
- cold formed profiles
- carbon and alloy tool steels
- commercial qualities, shipbuilding and boiler plates
- hot rolled coils
- cold rolled sheets and galvanised coils
- seamless steel line pipes, casing, tubing and drill-pipes
- longitudinal and spiral welded line pipes
- welded black and galvanized steel tubes
- drawn steel wires; prestressed concrete wires, and wire ropes
- welding electrodes for carbon and alloy steels
- wire nails
- industrial and anchor chains
- aluminium and alloyed-aluminium products (ingots, extruded bars, Properzi and drawn wires, cold rolled sheets and strips, foils, welded tubes for irrigation, joinery)

METALIMPORTEXPORT

FOREIGN TRADE COMPANY
BUCHAREST • ROMANIA

21—25 Mendeleev St. Code 70169
Telephone 13.90.55 **Telex: 515**

COMBINATUL SIDERURGIC GALAȚI

roduce și livrează:

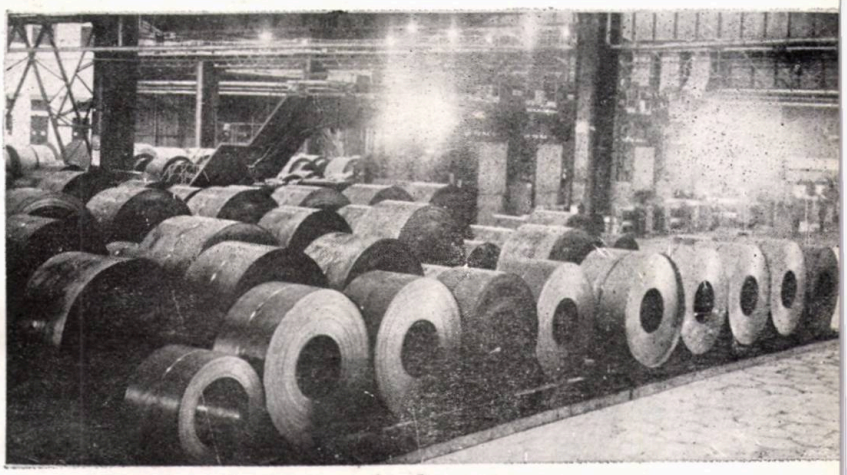
roduse laminate din oțel

Table groase și mijlocii:

oțeluri calmate, semicalmate, necalmate, slab aliate aliate conform normelor românești și străine; pentru nstrucții mecanice, metalice, navale, de mașini, de zane și recipiente sub presiune etc.

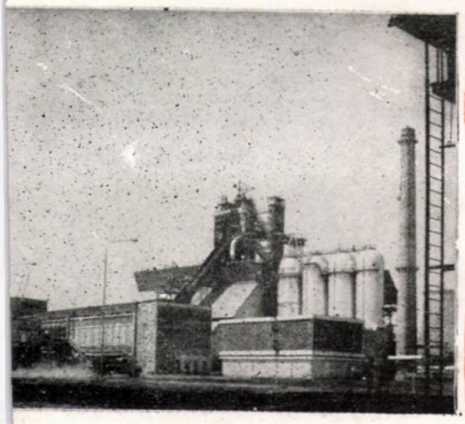
Benzi și table laminate la rece:

acoperite și zincate conform normelor românești și ăine, pentru construcții metalice, țevi sudate, pro- îndoite, aparataj electric, caroserii, articole de uz nic etc.



oduse chimice

- Sulfat feros heptahidratat
- Sulfat de amoniu
- Gudron de huilă
- Benzen brut de huilă
- Smoală de cocserie



Pentru informații detaliate asupra produselor noastre adresați-vă la:

MBINATUL SIDERURGIC — GALAȚI
DIRECȚIA COMERCIALĂ
Șoseaua Smîrdan nr. 1
6200 Galați
Telefon (930) 30438
Telex 51285

C.P.C.D.M.

Centrala de prelucrarea și colectarea deșeurilor metalice București

1979 NOV 12

Str. Theodor Aman nr. 4
telefon 13.88.29

colectează și prelucrează deșeurile metalice feroase și neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50 % din materia primă.

• Prin mărunțirea, brichetarea și presarea strunjiturilor, deșeurilor de sîrmă și de tablă, de către organizațiile socialiste care predau curent cantități de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile și se reduce prețul de cost pe tona de metal

• Sortînd și predînd separat unităților C.P.C.D.M.—București sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oțel rapid și aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oțelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

• Pentru deșeurile de oțel vechi aliat și fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unitățile C.P.C.D.M.—București achită pentru fiecare procent de element de aliere conținut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 ,,
1% molibden	=	750 ,,
1% cobalt	=	1 120 ,
1% wolfram	=	1 200 ,,

• Prin strîngerea, sortarea, depozitarea și predarea deșeurilor metalice pe sortimente după compoziția chimică și forma fizică, conform STAS 6058/66 și 3017/68, încă de la locul de apariție, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — București, prelucrînd deșeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice și pirotehnice, dublează greutatea volumetrică și reduce timpul de încărcare în cuptoare.

E 3280

REFERALVA

METALURGIA

9

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XXXI • NR. 9 • SEPTEMBRIE 1979

C P C D M

Centrala de prelucrarea şi colectarea deşeurilor metalice Bucureşti

Str. Theodor Aman nr. 4
telefon 13.88.29

colectează şi prelucrează deşeurile metalice feroase şi neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50% din materia primă.

● Prin mărunţirea, brichetarea şi presarea strunjiturilor, deşeurilor de sîrmă şi de tablă, de către organizaţiile socialiste care predau curent cantităţi de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile şi se reduce preţul de cost pe tona de metal

● Sortînd şi predînd separat unităţilor C.P.C.D.M.—Bucureşti sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oţel rapid şi aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oţelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

● Pentru deşeurile de oţel vechi aliat şi fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unităţile C.P.C.D.M.—Bucureşti achită pentru fiecare procent de element de aliere conţinut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 ,,
1% molibden	=	750 ,,
1% cobalt	=	1 120 ,
1% wolfram	=	1 200 ,,

● Prin strîngerea, sortarea, depozitarea şi predarea deşeurilor metalice pe sortimente după compoziţia chimică şi forma fizică, conform STAS 6058/66 şi 3017/68, încă de la locul de apariţie, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — Bucureşti, prelucrînd deşeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice şi pirotehnice, dublează greutatea volumetrică şi reduce timpul de încărcare în cuptoare.

METALURGIA

Anul 31 Nr. 9 septembrie 1979

CUPRINS

Țocu, P., Iacoban, I. și *Vicol, C.*: **Metodă de lucru pentru studierea în laborator a cineticii proceselor de reducere din furnal** 437

Catrinoiu, C.: **Studiul variației adîncimii stratului decarburat în procesul de laminare la cald la oțelul de marcă OLC 45 Q, utilizat la fabricarea organelor de asamblare prin procedeul de deformare la rece** 442

Trzaska, A.: **Un deceniu de experiențe tehnologice și de producție ale celui mai nou laminor de țevi fără sudură din Polonia (laminor cu banc împingător)** 446

Pițigoi, B.: **Metode de răcire a benzilor laminate la cald (I)** 455

Stoian, L. și *Marinescu, C.*: **Unele probleme ale utilizării păcurii grele sulfuroase în cuptoarele de încălzire** 461

Trufia, Ath., Vlaicu, Gh. și *Trufia, A.*: **Determinarea rapidă semicantitativă a cobaltului în oțeluri cu ajutorul stiloscopului** 466

Popescu, V.I. și *Chelu, Gh.*: **Studii și cercetări cu privire la curgerea materialului în bavură, la matrițarea deschisă** 469

Constantinescu, Maria și *Iulian, Olga*: **Rezistența la coroziune a aliajelor fier-crom-nichel depuse galvanic** 472

Tocaci, Lucia și *Moldovan, P.*: **Sistem de ventilație la capătul de șarjare a benzii de aglomerare a concentratelor plumbo-zincoase** 475

Sora, T., Rigoreanu, Șt. și *Jivan, I.*: **Experimentări privind postmodificarea în formă în cazul fontei cu grafit nodular cu structură feritică obținută direct din turnare** 477

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Firoiu, C. și *Mangiurea, Ileana*: **Aliaje rezistente în soluții de electrolit** 484

DOCUMENTARE

COLEGIUL DE REDACȚIE

LAURENȚIE SOFRONI-*președinte*, CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, ALEXANDRU CIOROGAR, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, SUZANA GĂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, ȘTEFAN RĂDVAN, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export—Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3".

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector 6 — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi: lei 150 anual; tarif pentru abonamente individuale: 48 lei anual. Costul unui exemplar: lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.Tc. nr. 137/8459/1978"

I.P.I. c. 1436

1979 OKT 17

CONTENTS

DC : 669.162.263

Ţocu, P., Iacoban, I. and *Vicol, C.* : **A working method for the laboratory study of blast furnace reduction process kynetics**

The authors have developed an experimental laboratory installation with a view to studying ferrous material reduction process kynetics (sinter, pellets, ores) using gas mixtures (hydrogen, carbon monoxide, carbon dioxide and nitrogen) with variable compositions and at temperatures up to 1 100 C. The installation will reproduce the physical and chemical processes which take place in the blast furnace shaft.

Then, the authors have determined the mathematical model of reduction process kynetics.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 437 – 441

DC : 621.77.016.2 : 669.14

Catrinoiu, C. : **The study of decarburized layer depth variation during hot rolling process of OLC 45 Q grade steel, used in assembling parts by means of cold deformation process**

The author has studied the ways to reduce the decarburized layer depth for steel rolled up to drawing.

The author reaches the conclusion that the parameters to work on are different, depending on the finished rolled product diameter and on the conditions ensured by the facilities.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 442 – 445

DC : 621.771.28

Trzaska, A. : **A century of technological and operational experience of the newest seamless pipe rolling mill in Poland**

The paper presents the performances and operation of the rolling mill designed by the Institute of metallurgical design ,,BIPROHUT''. The seamless pipe rolling mill has been in operation since 1965, at ,,E. K. Swierczewski'' works in Poland.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 446 – 455

DC : 621.78.013

Piţigoi, B. : **Methods for cooling of the hot rolled strip (I)**

For the cooling of the hot rolled strip, in view of increasing the mill output and control of quality of the obtained product, it is possible to use different methods. The work shows the criteria and reasons from the theoretical and practical point of view for the choice, building and operation of the optimum cooling system, resulted as a consequence of the speciality studies and researches made by the author.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 455 – 460

DC : 662.753.325. : 621.783.2

Stoian, L. and *Marinescu, C.* : **Several questions related to sulphur heavy fuel utilization in heating furnaces**

The authors study the influences of sulphur heavy fuel characteristics on burning, lighting, high and low temperature corosion as well as on heated metal.

The authors suggest certain solutions related to construc tion and operation as well as economic implications of the utilization of this fuel.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 461 – 465

DC : 543.42 466 – 469

Truţia, Ath., Vlaicu, Gh. and *Truţia, A.* : **Rapid semi-quantitative determination of CO in steels, with the help of a styloscope**

The authors study the conditions requested for the spectrochemical analysis, describing the methodology of semi-quantitative spectrochemical analysis carried out with the help of a styloscope when determining the CO content in steels.

Furthermore, the authors present the results of experimental determinations.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 466 – 369

DC : 621.979.07 : 339.44

Popescu, V.I. and *Chelu, Gh.* : **Studies and researches related to material flow in whiskers, during open stamping**

The paper presents the experimental results related to the influence of the H/D ratio of semi-finished products on the material flow in whiskers during open stamping of parts obtained by a revolution movement.

According to these experimental researches, the optimum H/D ratio of the semi-finished products for the minimum material and mechanical work consumption is situated between 0,8 and 1,2.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 469 – 472

DC : 620.193 : 669.017.13

Constantinescu, Maria and *Iulian, Olga* : **Corrosion resistance of galvanically deposed Fe-Cr-Ni alloys**

Galvanically deposed Fe-Cr-Ni ternary alloys made of sulphide electrolytes, with tetrasodic complexonus addition, are resistant in sulphuric acid, chloric acid and sodium chloride solutions. The corrosion resistance increases with Cr content rate in alloy.

Metalurgia 31-(1979), nr. 9, p. 472 – 474

DC : 697.9.4 : 622.785

Tocaci, Lucia and *Moldovan, P.* : **A ventilation system for the loading end of the sintering strand for the agglomeration of Pb-Zn concentrates**

The paper contains some considerations on the technical solutions applied to the conveyor sintering strands in order to decrease the air pollution.

The solutions described in the article envisage the real possibilities of ventilation and the ventilation of the sinter plant as a whole.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 475 – 476

DC : 669.131.622

Sora, T., Rigoreanu, Şt. and *Jivan, I.* : **Experimental researches on the mould postmodification in the case of ferritic structure nodular graphite cast iron directly obtained by casting process**

The authors present the result of the researches on mould postmodification of magnesium treated cast irons.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 477 – 483

DC : 669.018 : 620.193

Firoiu, C. and *Mangiurea, Ileana* : **Alloys resistant in electrolyte solutions.**

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 484 – 490

INHALT

DK: 669.162.263

Ţocu, P., Iacoban, I. und *Vicol, C.*: **Arbeitsmethode für das Studium im Laboratorium der Hochofen-Reduktionsprozesse**

Es wurde eine Labor-Prüfanlage gebaut für das Studium der Reduktionprozesse der Eisenwerkstoffe (Sinter, Pellets, Erze) mit Hilfe der Gasgemische (Wasserstoff, Kohlenoxyd, Kohlendioxyd und Stickstoff) mit verschiedenen Zusammensetzungen und Temperaturen bis 1 100° C.

Mit Hilfe dieser Anlage werden die physisch-chemischen Prozesse aus dem Hochofen nachgebildet.

Es wurde ein mathematisches Modell der Kinetik des Reduktionprozesses zusammengestellt.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 437 – 441

DK: 621.77.016.2 : 669.14

Catrinoiu, C.: **Studium über die Schwankung der entkohlten Schicht im Warmwalzprozess des für die Herstellung der Aufbauteile benützten Stahles OLC 45 Q.**

Es wurden die Wege für die Herabsetzung der Tiefe der entkohlten Schicht beim Walzstahl studiert.

In abhängigkeit vom Durchmesser der Walzwaren und der Walzwerke sind die beeinflussbaren Parameter verschieden.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 442 – 445

DK: 621.771.28

Trzaska, A.: **Ein Jahrzehnt Technologische und Betriebsversuche mit dem neuesten Walzwerk für nahtlose Rohre aus Polen**

In der Arbeit werden die Bauweise, die Eigenschaften und die Betriebsweise des vom Konstruktionsinstitut „BIPROHUT" projektierten Walzwerk beschrieben. Das Walzwerk für nahtlose Rohre ist seit 1965 im Betrieb, im Werk „G. Swierczewski" — Polen.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 446 – 455

DK: 621.78.013

Pitigoi, B.: **Methoden für die Kühlung der warmgewalzten Bänder (I)**

Für die Kühlung der warmgewalzten Bänder zwecks Erhöhung der Produktivität des Walzwerkes und die Kontrolle der Qualität der Erzeugnisse können verschiedene Methoden verwendet werden.

Der Artikel stellt die Kriterien und die theoretischen Betrachtungen dar, im Hinblick auf das Auswählen, den Bau und den Betrieb des optimalen Kühlungssystems, die auf die Fachstudien und Forschungen zurückzuführen sind, die vom Verfasser durchgeführt wurden.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 455 – 460

DK: 662.753.325 :621.783.2

Stoian, L. und *Marinescu, C.*: **Einige Probleme beim Einsatz von schwefelhaltigen Schweröl in Heizöfen**

Es werden die Wirkungen der Schweröleigenschaften auf das Brennen, die Anzündung, die Korrosion bei Hoch-und Tieftemperatur sowie auf das erwärmte Metall, analysiert.

Es werden einige Konstruktions-und Betriebsmassnahmen angeführt und zugleich die wirtschaftlichen Folgen analysiert.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 461 – 135

DK: 543.42

Trufia, Ath., Vlaicu, Gh. und *Trufia, A.*: **Halbquantitative Schnellbestimmung des Kobalts in Stählen mit Hilfe des Stiloskops**

In der Arbeit werden die Bedigungen für die Durchführung einer Spektralanalyse analysiert.

Zugleich wird die Methodologie der Spektralanalyse mit Hilfe des Stiloskops, angeführt.

Man zeigt die Resultate der Experimentaluntersuchungen

Metalurgia, 31 (1979), nr. 9, p. 466 – 469

DK: 621.979.07 : 339.44

Popescu, V.I. und *Chelu, Gh.*: **Studien und Untersuchungen über den Materialfluss im Grat beim Gesenkschmieden**

Es werden die Resultate der Experimentaluntersuchungen angegeben über den Einfluss des Verhältnisses H/D des Halberzeugnisses auf das Metallfliessen im Grat beim Gesenkschmieden.

Gemäss dieser Untersuchungen liegt das optimale H/D Verhältniss des Halberzeugnisses für minimalen Materialverbrauch zwischen 0,8 und 1,2.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 469 – 472

DK: 620.193 : 769.017.13

Constantinescu, Maria und *Iulian, Olga*: **Korrosionsfestigkeit der galvanisch abgeschiedenen Fe-Cr-Ni-Legierungen**

Die galvanisch abgeschiedenen Dreistofflegierungen Fe-Cr-Ni sind widerstandsfähig in Schwefelsäure, Salzsäure und Natriumchlorid. Die Korrosionsfestigkeit wächst mit dem Chromgehalt.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 472 – 474

DK: 697.9.4 : 622.785

Tocaci, Lucia und *Moldovan, P.*: **Lüftungssystem am Begichtungsende des Sinterbandes für Blei-Zink-Konzentrate**

Es werden einige Betrachtungen angeführt über die an Sinteranlagen anwendbaren Lüftungssysteme für die Herabsetzung der Luftverunreinigung in Industriehallen.

Die angeführten Lösungen zeigen praktische Lüftungsmöglichkeiten und entsprechende Ausrüstungen.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 475 – 476

DK: 669.131.622

Sora, T., Rigoreanu, Şt. und *Jivan, I.*: **Untersuchungen im Zusammenhang mit der Nachmodifikation des direkt aus dem Gussprozess erhaltenen Gusseisen mit Kugelgraphit mit ferritischem Gefüge**

Es werden die Untersuchungsergebnisse angeführt im Zusammenhang mit der Nachmodifikation in der Form der mit Magnesium behandelten Gusseisen.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 477 – 483

DK: 669.018 : 620.193

Firoiu, C. und *Mangiurea, Ileana*: **In Elektrolytlösung widerstandsfähige Legierungen.**

Metalurgia 61 (1979), nr. 9, p. 484 – 490

SOMMAIRE

CD : 669;162.:63

Ţocu, P., Iacoban, I. et *Vicol, C.* : **Méthode de travail pour l'étude, dans des conditions de laboratoire, de la cinétique des processus de réduction dans le haut fourneau**

On a mis au point une installation expérimentale de laboratoire pour l'étude de la cinétique des processus de réduction des matériaux ferreux (aggloméré, pellets, minérais), en utilisant des mélanges de gaz (hydrogène, monoxyde de carbone, bioxyde de carbone et azote) à compositions variables et températures allant jusqu'à 1100 C. A l'aide de cette installation on cherche à reproduire les processus physiques et chimiques ayant lieu dans la cuve du haute-fourneau. On a établit un modèle mathématique de la cinétique du processus de réduction.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 437–441

CD : 621.77.016.2 : 669.14

Catrinoiu, C. : **Etude de la variation en profondeur de la couche décarburée dans le processus de laminage à chaud de l'acier OLC45 Q utilisé dans la fabrication des organes d'assemblage par le procédé de mise en forme à froid**

On étudie les modalités de réduction de la profondeur de la couche décarburée de l'acier laminé jusqu'à l'étirage. Les paramètres sur lesquels on peut influencer sont différents, fonction des conditions offertes par les outillages et du diamètre des laminés finis.

Metalurgia 31 (1979), nr.9, p. 442–445

CD : 621.771.28

Trzaska, A. : **Une décennie d'éxperiences technologiques et de production du plus jeune laminoir à tubes sans soudure polonais**

L'oeuvre présente les caractéristiques de construction et le fonctionnement du laminoir à tubes sans soudure de l'usine ,,E. K. Swierczewski'', mis en exploitation en 1965. La conception et les travaux de projets appartiennent au Bureau d'études et projets métallurgiques ,,BIPROHUT'' de Gliwice.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 446–455

CD : 621.78.013

Piţigoi, B. : **Méthodes de refroidissement pour les bandes laminées à chaud (I)**

Pour le refroidissement de la bande laminée à chaud, dans le but d'augmenter la productivité du laminoir et de contrôler la qualité du produit obtenu, on peut utiliser des méthodes différentes. L'article présente les critères, les considérations tthéoriques et pratiques mises en jeu pour le choix, la consruction et l'exploitation d'un système de refroidissement optimal, résultées des études et recherches faites par l'auteur.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 455–460

CD : 662.753.325 : 621.783.2

Stoian, L. et *Marinescu, C.* : **Certains problèmes concernant l'utilisation du fuel lourd sulfureux dans les fours de chauffage**

On analyse les conséquences qui découlent des propriétés des fuels lourds sulfureux sur la combustion, l'allumage, la corrosion de basse et haute température et sur le métal chauffé. On présente quelques mesures de construction et d'exploitation et certaines implications économiques liées à l'utilisation de ce combustible.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 461–465

CD : 543.42

Truţia, Ath., Vlaicu, Gh. et *Truţia, A.* : **Détermination rapide demi-quantitative du cobalt dans les aciers à l'aide du styloscope**

Les auteurs analysent les conditions de réalisation pour une analyse spectrale. On décrit la méthodologie de l'analyse spectrale demi-quantitative à l'aide du styloscope, pour le cas du cobalt dans l'acier. Résultats des déterminations expérimentales.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 466–469

CD : 621.979.07 : 339.44

Popescu, V.I. et *Chelu, Gh.* : **Etudes et recherches sur l'écoulement du matériel dans la bavure, pendant le matriçage ouvert**

L'oeuvre présente les résultats expérimentaux concernant l'influence du rapport H/D du demi-produit sur l'écoulement du métal dans la bavure pendant le matriçage ouvert des pièces obtenues par le mouvement de révolution. Conformément à ces recherches, le rapport H/D optimal du demi-produit, pour une consommation minimale de matériel et de travail mécanique, est compris entre 0,8 et 1,2.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 469–472

CD : 620.193. : 669.017.13

Constantinescu, Maria et *Iulian, Olga* : **Résistance à la corrosion des alliages Fe-Cr-Ni deposés par voie galvanique**

Les alliages ternaire Fe-Cr-Ni deposés par voie galvanique des électrolytes à base de sulfates, avec addition de complexone tétrasodique, présentent une bonne résistance dans des solutions d'acide sulfurique, chlorhydrique et de chlorure de sodium. La résistance à la corrosion croît avec l'augmentation du pourcentage de Cr dans l'alliage.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 472–474

CD : 697.9.4 : 622.785

Tocaci, Lucia et *Moldovan, P.* : **Système de ventilation introduit au début du chargement de la bande d'agglomération, pour les concentrés de plomb-zinc**

On expose quelques considérations sur les solutions techniques appliquables aux installations d'agglomération ayant comme but la réduction du degré de pollution de l'atmosphère des halles industrielles d'agglomération. Les solutions présentées visent aux possibilités pratiques de ventilation et la réalisation d'une ventilation appropriée de la halle d'agglomération.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 475–476

CD : 669.131.622

Sora, T., Rigoreanu Şt. et *Jivan, I.* : **Expérimentations concernant la postmodification en forme, dans le cas d'une fonte à graphite globulaire à structure ferritique obtenue directement pendant la coulée**

Les auteurs présentent les résultats des recherches sur la postmodification en forme des fontes traitées au magnésium.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 477–483

CD : 669.018 : 620 .193

Firoiu, C. et *Mangiurea, Ileana* : **Alliages résistants dans des solutions d'électrolyte**

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 484–490

СОДЕРЖАНИЕ

ДК : 669.162.263

Цоку, П., Якобан, И. и *Викол, К.:* **Метод работы для изучения кинетики процессов восстановления в доменной печи в лабораторных условиях**

Была приготовлена экспериментальная лабораторная установка на которой возможно было изучить кинетику процессов восстановления железных материалов (агломерат, окатыши, руды) используя газовые смеси (водород, одноокись углерода и азот) с вариируемыми составами и при температурах до 1100°С. С помощью этой установки исследовалось воспроизводство физико-химических процессов, имеющих место в доменной печи.

Была установлена математическая модель кинетики процесса восстановления.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 437 – 441

ДК : 621.77.016.2 : 669.14

Катриною, К.: **Изучение вариации глубины обезуглероживанного слоя в процессе проката в горячем состоянии стали марки ОЛК 45 Р, используемая для производства крепежных деталей способом холодной деформации**

Были изучены пути обжатия глубины обезуглероживанного слоя катаной стали до тянутого состояния.

В зависимости от диаметра готового проката и условий предоставляемых оборудованием, параметры на которые можно действовать являются различные.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 442 – 445

ДК : 621.771.28

Тшаска, А.: **Десятилетие технологических и промышленных исследований самого нового бесшовного трубопрокатного стана в Польше**

В статье изложены характеристики и способ работы стана, проектируемый в проектном металлургическом институте ,,БИПРОХУТ''. Бесшовный трубопрокатный стан работает с 1965 года на заводе ,,Е. К. Швиерчевки'' — ПНР.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 446 – 455

ДК : 621.78.013

Пицигой, Б.: **Метод охлаждения горячекатанной полосы (I)**

В виду охлаждения горячекатанной полосы, учитывая увеличение производства стана и контроля качества готового изделия, используются разные методы.

Статья содержит теоретические и практические методы и соображения выбора конструктивных и эксплуатационных систем оптимального охлаждения, полученных в следствие научно-исследовательских работ автора по специальности.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 455 – 460

ДК : 662.753.235 : 621.783.2

Стоян, Л. и *Маринеску, К.:* **Некоторые задачи использования мазута с большим содержанием серы в нагревательных печах**

Анализируются следствия вытекающие из свойств мазута с большим содержанием серы на горение, зажигание, коррозию при низких и высоких температурах, а также и на подогретый металл.

Представлены некоторые конструктивные и эксплуатационные меры и экономические заключения, связанные с использованием этого топлива.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 461 – 465

ДК : 543.42

Труция, Атх., Влайку, Гх. и *Труция, А.:* **Скоростное полуколичественное определение кобальта в сталях с помощью стилоскопа**

Работа анализирует условия проведения спектрального анализа.

Описывается методология спектрального полуколичественного анализа, проведенного с помощью стилоскопа, в случае кобальта в сталях.

Представлены результаты таких экспериментальных определений.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 466 – 469

ДК : 621.979.07 : 339.44

Попеску, В. И. и *Келу, Гх.:* **Исследования, касающиеся текучести металла в заусенец при открытой штамповке**

Статья представляет экспериментальные результаты касающиеся влияния отношения Н/Д заготовки на текучесть металла в заусенец при открытой штамповке цилиндрических отливок.

Соответственно этим экспериментальным исследованиям, оптимальное отношение Н/Д заготовки для минимального расхода металла и механической работы содержится между 0,8 и 1,2.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 469 – 472

ДК : 620.193 : 669.017.13

Константинеску, Мария и *Юлиян, Ольга:* **Коррозионная стойкость железохромоникелевых сплавов гальванически осажденных**

Тройные сплавы железо-хром-никель осажденные гальванически из электролитов на основе сульфатов, с добавкой тетранатриевого комплексона являются стойкими в растворах серной кислоты, соляной кислоты и хлорида натрия. Коррозионная стойкость возрастает с повышением процента хрома в сплаве.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 472 – 474

ДК :697.9.4 : 622.785

Токачь, Лучия и *Молдован П.:* **Вентиляционная система на конце нагрузки агломерационной ленты свинцово-цинковых концентратов**

В работе представлены некоторые соображения, касающиеся технических решений применяемых агломерационным установкам, для уменьшения степени загрязнения атмосферы из промышленных агломерационных цехах.

Решения представленные в работе указывают на практические возможности вентиляции и выполнение соответственной вентиляции в агломерационном цехе.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 475 – 476

ДК : 669.131.622

Сора, Т., Ригореану, Шт. и *Живан, И.:* **Исследования, касающиеся последующего изменения в форме в случае чугуна с нодульным графитом с ферритной структурой полученной прямо из литья**

Предствлены результаты исследований, касающиеся последующего изменения в форме чугунов обрабатываемых магнием.

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 477 – 483

ДК : 669.018 : 620.193

Фирою, К.и Манджюря, Иляна: **Прочные сплавы в электролитном растворе**

Metalurgia 31 (1979), nr. 9, p. 484 – 490

METALURGIA 9

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA

1979

Metodă de lucru pentru studierea în laborator a cineticii proceselor de reducere din furnal

Ing. P. Ţocu, ing. I. Iacoban şi ing. C. Vicol
Institutul de cercetări metalurgice
Bucureşti

CZ: 669.162.263

În preocuparea permanentă a furnaliştilor, de reducere a consumului specific de cocs necesar pentru elaborarea fontei, a intervenit în ultimii ani cu pondere mărită un element nou şi anume necesitatea valorificării superioare a gazului metan şi a păcurii. În această situaţie se pune problema găsirii unor înlocuitori ai acestor combustibili, utilizaţi în prezent pe scară mare la elaborarea fontei, utilizare care în viitorul apropiat poate deveni nerentabilă.

Pentru R.S. România apare necesitatea micşorării consumului de gaz metan insuflat prin gurile de vînt, prin punerea la punct a unor procedee care să mărească randamentul utilizării lui la furnal sau prin înlocuirea totală sau parţială cu combustibili mai ieftini. Unul dintre aceste procedee, care a fost studiat şi experimentat în ultimii ani la furnalele din diferite ţări (S.U.A., Japonia, Belgia), îl constituie insuflarea la baza cuvei furnalului a unor gaze reducătoare fierbinţi obţinute în afara furnalului prin conversia cu aer, oxigen sau abur a unor combustibili economici.

Modelul de laborator prezentat în această lucrare a fost realizat în vederea stabilirii capacităţii de reducere a gazelor produse la baza cuvei furnalului în diverse regimuri de insuflare. S-a pus la punct o instalaţie experimentală pe care se poate studia cinetica proceselor de reducere a materialelor feroase (aglomerat, pelete, minereuri), folosind amestecuri de gaze (hidrogen, monoxid de carbon, bioxid de carbon şi azot) cu compoziţii variabile şi la temperaturi pînă la 1 000°C. Cu ajutorul acestei instalaţii se urmăreşte să se reproducă la scară redusă procesele fizico-chimice care au loc în cuva furnalului, stabilindu-se modificările intervenite în urma unei insuflări suplimentare din afară, de gaze reducătoare. În acest mod se pot stabili experimental compoziţia chimică şi temperatura optimă a gazelor insuflate, pentru ca să se obţină o eficacitate maximă a utilizării acestor gaze în furnal, eficacitate reflectată prin micşorarea consumului specific de cocs necesar pentru elaborarea fontei.

În cuva furnalului, diferitele procese fizico-chimice decurg simultan sau succesiv. În totalitatea proceselor de transformări, condiţionate de temperatură, ale proprietăţilor mecanice şi compoziţiei chimice a componenţilor încărcăturii metalice, rolul principal revine proceselor de reducere indirectă a oxizilor de fier, procese care decurg pînă la circa 1 000°C. Cunoaşterea acestor procese permite stabilirea unor caracteristici optime pentru conducerea furnalului, prin experimentări de laborator care să reproducă condiţiile industriale de elaborare. În principal, aceste metode de experimentări se pot împărţi în două grupe şi anume:

— metode prin încălzire, care studiază procesul de reducere în timpul încălzirii probei după o curbă de temperatură prestabilită;

— metode izotermice, care determină viteza de reducere a probei la temperatură constantă. Aceste două grupe de metode se completează reciproc şi împreună caracterizează cinetica proceselor de reducere.

S-a căutat să se pună la punct o instalaţie de laborator care să permită studierea reducerii oxizilor de fier din minereuri, pelete sau aglomerat atît după metoda prin încălzire, cît şi prin metoda izotermică.

Urmărirea desfăşurării procesului de reducere se poate realiza în două feluri: prin determinarea compoziţiei şi cantităţii gazului ieşit din reacţie sau prin determinarea variaţiei de greutate a probei de material redus.

Prima metodă dă rezultate mai puţin precise şi este utilizată de obicei la reducerea

numai cu oxid de carbon. A doua metodă constă în cîntărirea probei înainte și după reducere sau în cîntărirea continuă a probei la o balanță termică. Cîntărirea continuă, care s-a folosit la determinările expuse, prezintă avantajul că permite urmărirea dinamicii proceselor de reducere, iar înregistrarea rezultatelor se poate face automat prin trasarea unei curbe reductibilitate-timp. Exactitatea metodei este limitată de precizia balanței cu care se lucrează și de cantitatea de material din probă.

Instalația de laborator utilizată la experimentări este prezentată în figura 1. Ea se

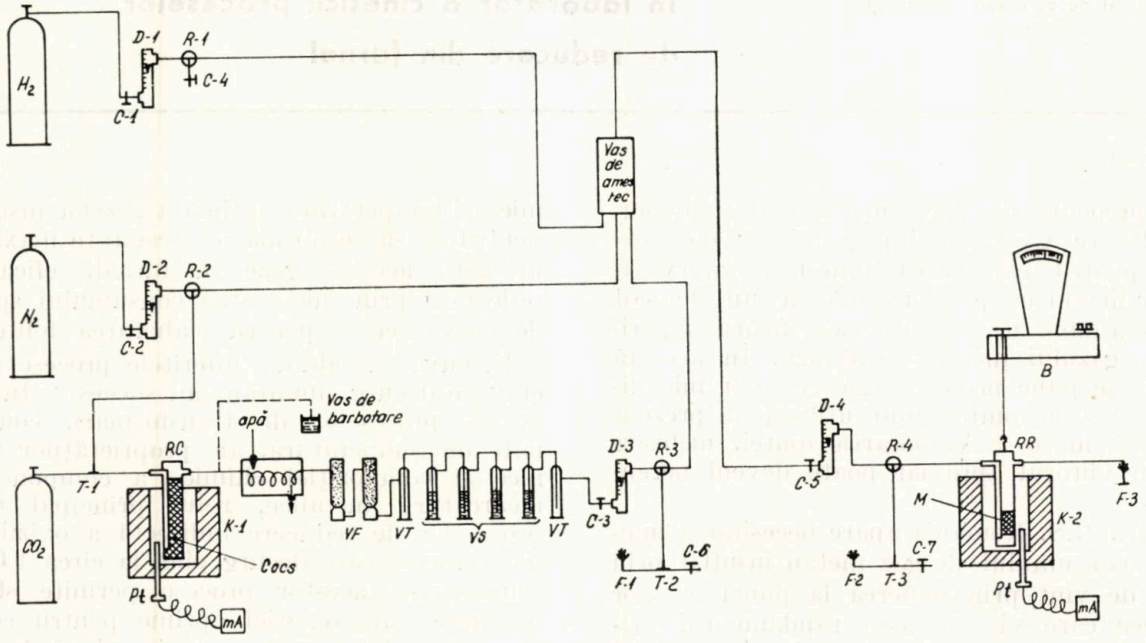


Fig. 1. Schema instalației de laborator pentru studiul proceselor de reducere: *K*-1, *K*-2 — cuptoare electrice; *RC* — retortă cu cocs; *RR* — retortă de reducere; *M* — probă de minereu; *D* — rotametre; *C*-1, *C*-2, *C*-3, *C*-5 — robinete de reglare; *C*-4, *C*-6, *C*-7 — robinete pentru probe de gaz; *R* — robinete cu trei căi; *Pt* — termocuple *Pt* — *PtRh*; *mA* — miliampermetru; *VF* — vase-filtru; *VS* — vase spălătoare cu KOH; *VT* — vase tampon; *F* — facle; *B* — balanță

compune din două părți: una pentru producerea monoxidului de carbon și cealaltă, instalația propriu-zisă, pentru reducerea materialului feros. La sistem mai sînt conectate buteliile de hidrogen și azot tehnic pur.

Monoxidul de carbon este obținut prin trecerea unui curent de CO_2 printr-o retortă de cocs *RC*, încălzită la temperatura de 1 000°C în cuptorul *K*-1. Gazul produs este trecut apoi printr-o serpentină de răcire, prin două vase-filtru *VF* conținînd vată de sticlă și prin patru vase spălătoare *VS* cu o soluție de 30% KOH, pentru absorbirea bioxidului de carbon remanent. Se obține astfel un gaz reducător conținînd circa 95% CO și 0,2—1,5% CO_2. Pentru evitarea trecerii soluției de KOH pe conductele de gaz, vasele spălătoare sînt flancate cu cîte un vas tampon *VT*.

Instalația de reducere este de tip balanță termică, înregistrînd scăderea în greutate a probei de minereu, ca urmare a reducerii cu amestecul de gaze a oxizilor de fier din probă, în timpul încălzirii.

Retorta metalică *RR*, conținînd proba de minereu *M*, este purjată cu azot circa 10 min și apoi introdusă în cuptorul *K*-2. După atingerea temperaturii de lucru prestabilite se dă drumul de la robinetul *R*-4 la gazul reducător, al cărui debit este controlat cu ajutorul rotametrului *D*-4. Gazul intră în retortă, se încălzește în timpul parcurgerii acesteia pe toată lungimea pînă sub sita metalică pe care se găsește proba, reduce o parte din oxizii de fier, iar excedentul de gaz care nu participă la reducere arde în afara retortei la facla *F*-3. După terminarea experimentării, instalația este purjată cu azot, iar retorta este scoasă din cuptor și răcită tot în curent de azot, după care se iau probe de material pentru analiza chimică și mineralogică.

Parametrii de lucru ai instalației prezentate anterior au fost stabiliți prin metoda similitudinii, în raport cu parametrii medii de funcționare ai furnalelor de 1700 m³ volum util de la C.S.G. Au fost utilizate criteriile de similitudine Reynolds și Nusselt.

Criteriul de similitudine Reynolds este:

$$Re = \frac{wl}{\nu}$$

unde:

w este viteza de scurgere a gazului reducător, m/s;

l — factorul de formă, m (pentru regimul din cuva furnalului se consideră $l = 0{,}9\ d$, unde

d reprezintă diametrul mediu al canalelor din încărcătură);

ν — viscozitatea cinematică, m^2/s.

Criteriul Reynolds caracterizează aspectul hidroaerodinamic al procesului de reducere în regim de mişcare forţată a curentului de gaz reducător. El asigură similitudinea forţelor de viscozitate, pentru valori egale cei doi curenţi de gaz (pentru regimul industrial, respectiv pentru regimul modelului de laborator) avînd o turbulenţă identică. Din egalarea valorilor Reynolds ale regimului cuvei furnalului şi ale regimului modelului s-au stabilit următorii parametri de lucru în fază de laborator:

— granulaţia aglomeratului, 4—7 mm;

— limitele de variaţie a debitului de gaz reducător în retortă, 150—250 l/h (corespunzînd unei viteze de trecere a gazului reducător prin stratul de aglomerat de circa 4 cm/s).

Criteriul Nusselt caracterizează aspectul termodinamic al procesului de reducere, asigurînd similitudinea transferului de căldură prin suprafaţa de separaţie dintre gazul reducător şi granula de aglomerat:

$$Nu = \frac{\alpha l}{\lambda}$$

unde:

α este coeficientul de difuzibilitate termică de la gaz la aglomerat, m^2/h;

λ — coeficientul de conductibilitate termică în aglomerat, kcal/m·h·°C.

Din egalarea valorilor Nusselt pentru cele două regimuri similare s-a stabilit valoarea vitezei de încălzire de 4—5°C/min, pentru experimentările de reducere în regim de temperatură variabilă.

Principalele caracteristici ale regimului de reducere pentru experimentările de laborator (similar celui din cuva furnalului) sînt:

— compoziţia chimică a gazului reducător;

— temperatura de reducere;

— debitul de gaz reducător.

Pentru fiecare regim de reducere s-au efectuat mai multe experimentări, pînă la obţinerea unor valori apropiate a rezultatelor.

S-au făcut experimentări cu gaz reducător monogaz (H_2, respectiv CO), bigaz sau trigaz ($H_2 + CO + N_2$).

În figura 2 sînt prezentate pentru exemplificare mediile determinărilor pentru reduceri cu trigaz de diferite compoziţii chimice şi la diferite temperaturi.

Capacitatea mult mai mare de adsorbţie a hidrogenului, în raport cu cea a monoxidului de carbon, face ca viteza procesului de reducere să scadă odată cu creşterea conţinutului de CO în fază gazoasă atît la 900°C, cît şi la 800°C.

Procesul de reducere prin încălzire a oxizilor de fier dintr-o probă de material feros(minereu, aglomerat, pelete) poate fi reprezentat

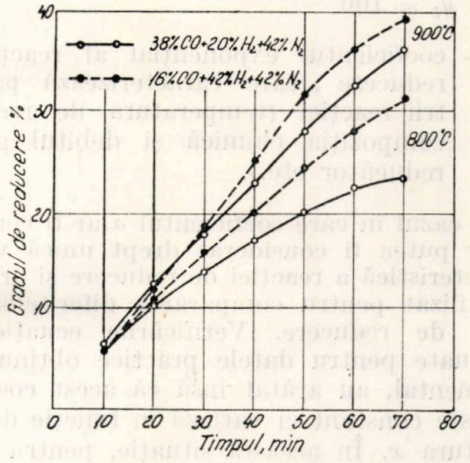


Fig. 2. Reprezentarea grafică a rezultatelor experimentărilor efectuate cu trigaz la diferite temperaturi

grafic printr-o curbă de tipul celei trasate în figura 3, şi anume: $y = f(x)$ (1)

unde y este gradul de reducere, %;

x — temperatura, °C.

Această curbă porneşte din punctul de origine 0 al coordonatelor rectangulare şi tinde spre limita superioară $y_k = 100\,\%$.

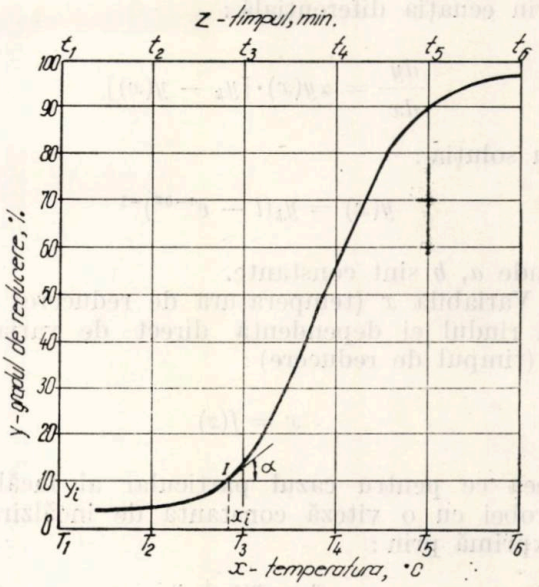


Fig. 3. Reprezentarea curbei procesului de reducere prin încălzirea oxizilor de fier dintr-o probă de material feros

Curba de reducere este reprezentată analitic printr-o ecuaţie diferenţială caracteristică cineticii reacţiilor chimice cu o limită de saturare y_k:

$$\frac{dy}{dx} = a[y_k - y(x)],\ a > 0 \qquad (2)$$

cu soluţia :

$$y(x) = y_k(1 - e^{-ax}) \quad (3)$$

unde $y_k = 100$

a — coeficientul exponenţial al reacţiei de reducere , care caracterizează parametrii reacţiei (temperatura de reducere, compoziţia chimică şi debitul gazului reducător etc.).

În cazul în care coeficientul a ar fi constant, el ar putea fi considerat drept unică valoare caracteristică a reacţiei de reducere şi ar putea fi utilizat pentru compararea diferitelor regimuri de reducere. Verificările ecuaţiei (3), efectuate pentru datele practice obţinute experimental, au arătat însă că acest coeficient nu este constant ci variază în funcţie de temperatura x. În această situaţie, pentru caracterizarea cineticii procesului de reducere a trebuit folosit un model logistic.

Modelul logistic este utilizat pentru a descrie comportarea unei mărimi (în cazul studiat — gradul de reducere) evoluînd în timp, care nu poate depăşi un anumit nivel de saturaţie y_k şi a cărui viteză de variaţie în fiecare moment x este proporţională atît cu nivelul $y(x)$, atins de mărimea respectivă la momentul x, cît şi cu diferenţa dintre valoarea de saturaţie y_k şi această valoare. El este reprezentat prin ecuaţia diferenţială :

$$\frac{dy}{dx} = \alpha y(x) \cdot [y_k - y(x)] \quad (4)$$

cu soluţia :

$$y(x) = y_k(1 - e^{a-bx})^{-1} \quad (5)$$

unde a, b sînt constante.

Variabila x (temperatura de reducere) este la rîndul ei dependentă direct de variabila z (timpul de reducere) :

$$x = f(z) \quad (6)$$

ceea ce pentru cazul particular al încălzirii probei cu o viteză constantă de încălzire se exprimă prin :

$$x = mz + n \quad (7)$$

unde m,n sînt constante.

Ecuaţia (5) devine :

$$y = 100\ [1 - e^{a-b(mz+n)}\ ]^{-1} \quad (8)$$

Pentru a obţine o formă mai simplă a ecuaţiei caracteristice procesului de reducere în regim de încălzire s-a studiat în prealabil dependenţa gradului de reducere de temperatură pentru valori constante ale timpului de reducere. Aceasta s-a realizat prin efectuarea unor serii de reduceri în regim izoterm pentru temperaturile de 700, 800 şi 900°C (temperaturi caracteristice zonei inferioare a cuvei furnalului). S-au stabilit apoi gradele de reducere care se realizează la temperaturi diferite, în acelaşi timp de experimentare (60, 80, respectiv 100 min). S-a lucrat cu un gaz reducător de compoziţie similară celui de la baza cuvei furnalului în regim de funcţionare curentă cu insuflare de gaz metan la gurile de vînt (compoziţia a fost calculată în lucrările anterioare) :

33,8 % CO 14,7 % H_2 51,5 % N_2

Valoarea debitului de gaz a fost menţinută constantă la 200 l/h, iar mediile determinărilor sînt prezentate în figura 4.

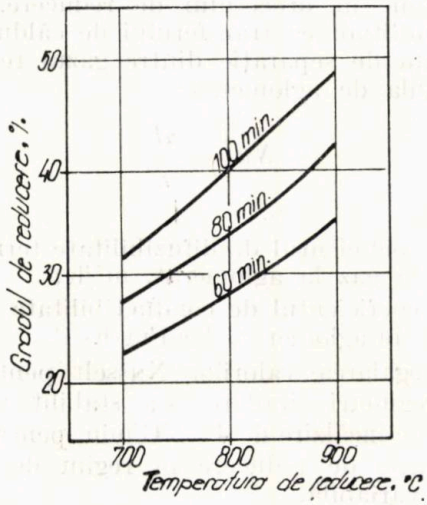


Fig. 4. Dependenţa gradului de reducere de temperatură

Pentru intervalul de experimentare utilizat, curbele din figura 4 pot fi asimilate unor parabole de tipul :

$$y = ax^2 \quad (9)$$

În cazul în care pentru curbele studiate timpul z va deveni variabil (cu 5°C/min), expresia (7) va fi :

$$x = 5\ z \quad (10)$$

iar curba de reducere prin încălzire va putea fi asimilată unei parabole cubice de forma : $y = a'x^3$ (pentru intervalul de temperatură 700—900°C) sau înlocuind pe (10) în (9) :

$$y = 125\ a'z^3 \quad (11)$$

Verificarea experimentală a expresiei (11) s-a realizat făcînd o serie de reduceri prin încălzirea probei în curent de gaz reducător

(200 l/h), pînă la temperatura de 900°C. Rezultatele medii obținute sînt următoarele :

z — timp de reducere, min	100	120	140	160	180
x — temp. de reducere, °C	500	600	700	800	900
y — grad de reducere, %	8,3	14,3	22,7	34,2	49,2

Ecuația curbei $y = 66{,}36.10^{-9}\, x^3$ sau
$y = 8{,}295.10^{-6}\, z^3$

Rezultă deci că pentru procese de reducere pînă la 50 % la încălzire (în intervalul de temperatură sub 900°C) gradul de reducere variază după o parabolă cubică cu timpul și temperatura de încălzire.

Pentru a stabili modificarea regimului de reducere, ca urmare a variației debitului de gaz reducător s-au efectuat experimentări de reducere izotermă (la temperatura de 900°C) la diferite debite de gaz reducător (între 100 și 300 l/h) de compoziția chimică prezentată anterior.

Interpolînd matematic curbele de reducere conform ecuației (5) s-au trasat în figura 5 curbele de variație a timpului de reducere necesar pentru realizarea unui anumit grad de reducere, în funcție de debitul de gaz. Din diagramă rezultă că mărirea valorii debitului de gaz la peste 200 l/h în condițiile de experimentare nu mai influențează valoarea timpului de reducere necesar, datorită deplasării procesului de reducere din domeniul de difuzie în domeniul cinetic. La valorile parametrilor de experimentare folosite rezultă deci că mărirea debitului de gaz reducător la peste 200 l/h nu mai reduce simțitor timpul necesar pentru realizarea unui anumit grad de reducere.

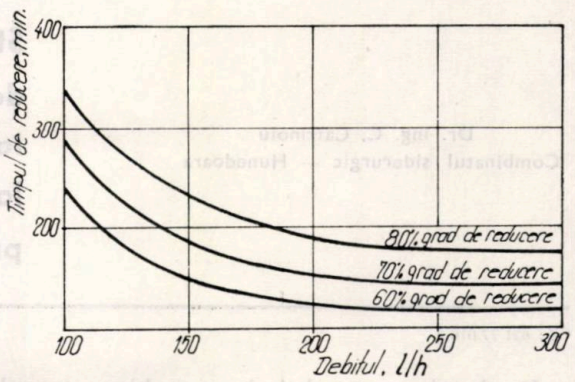


Fig. 5. Curbele de variație a timpului de reducere necesar pentru realizarea unui grad de reducere în funcție de debitul de gaz

Din cele expuse mai sus se trag următoarele concluzii :

— s-a realizat o instalație experimentală de laborator pe care se poate studia cinetica proceselor de reducere a materialelor feroase (minereuri, aglomerat, pelete), folosind amestecuri de gaze (hidrogen, monoxid de carbon, bioxid de carbon și azot) de compoziții variabile și la temperaturi pînă la 1 100°C ;

— pe baza datelor experimentale obținute la această instalație efectuînd reduceri cu monogaz (CO, respectiv H_2), bigaz ($CO + N_2$, respectiv $H_2 + N_2$) și trigaz ($CO + H_2 + N_2$ — în proporții variabile) s-a stabilit modelul matematic al cineticii proceselor de reducere al oxizilor de fier din materialele feroase, cu ajutorul căruia să se poată urmări cu exactitate modificarea capacității reducătoare a gazelor, pentru diferite regimuri de insuflare.

DOCUMENTARE

Creșterea producției de țevi din Grecia

Societatea Solinourgia Athinon Inc. urmează să investească 700 mil. drahme pentru extinderea uzinei existente de la Chalkis, în insula Eubea, prin construirea unei noi uzine de țevi din oțel. Noua uzină va produce 150 mii t țevi pe an, obținîndu-se și tipuri ce nu au fost pînă acum realizate în Grecia.

Societatea Solinourgia posedă și uzina de țevi sudate elicoidal de fabricație Demag, cu o capacitate de 4 500 t/an țevi cu diametrul de 150—600 mm, din benzi cu o grosime de pînă la 0,5 în și o lățime de 220 mm. Noul utilaj va produce țevi de 88,8— 220 mm diametru și profile cave între 70×70 mm și 200×200 mm. Pe lîngă instalația de sudură, va mai exista și o instalație de reducere prin întindere, care reduce material între 117 mm diam. — 12,70 mm. Echipamentul va fi de fabricație Demag-Meer.

(În : *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6346, 1979, p. 36*)

Dr. ing. C. Catrinoiu
Combinatul siderurgic — Hunedoara

Studiul variației adîncimii stratului decarburat în procesul de laminare la cald la oțelul de marcă OLC45Q, utilizat la fabricarea organelor de asamblare prin procedeul de deformare la rece

CZ: 621.77.016.2

Producția organelor de asamblare (șuruburi și piulițe) constituie una din sectoarele importante ale industriei constructoare de mașini a țării noastre, care s-a extins foarte mult odată cu creșterea producției de mașini și utilaje. Uzinele producătoare de șuruburi și alte organe de asamblare s-au dotat cu fluxuri tehnologice moderne, de mare productivitate, care lucrează în general pe principiul deformării la rece, utilizînd ca materie primă oțelul laminat sau tras în bare sau colaci, furnizat de către uzinele siderurgice.

Tratamentul termic final al organelor de asamblare se execută pe linii continue, constituite din cuptoare cu atmosferă controlată și băi de răcire, în vederea efectuării călirii, revenirii sau detensionării în unele cazuri.

În aceste condiții de producție, verificarea șuruburilor și a piulițelor nu se poate face bucată cu bucată, de aceea se impune asigurarea unui flux de fabricație sigur din punct de vedere al deformării, realizării filetului și tratamentului termic, de asemenea materia primă în bare sau colaci să fie lipsită de defecte de suprafață, cu un strat decarburat cît mai mic posibil și o bună plasticitate la rece, care se asigură de către uzinele siderurgice prin analiză chimică, dezoxidarea specială a oțelului și o anumită structură metalografică.

În articolul de față se tratează aspectele semnificative privind variația adîncimii stratului decarburat cu precădere pentru fazele primare ale procesului tehnologic (oțel, semifabricate, produse laminate) la oțelul marca OLC45Q.

Îmbunătățirea calității laminatelor destinate fabricării organelor de asamblare constituie o problemă complexă de mare finețe tehnică, fiind necesare o serie de măsuri, între care: crearea unui flux special distinct cu urmărire severă, îmbunătățirea condițiilor de elaborare și turnare, introducerea de operații tehnologice și probe suplimentare, intensificarea controlului pe flux și final, restrîngerea criteriilor de declasare etc. În schema din figura 1 este redat fluxul de fabricație din siderurgie al sîrmei și barelor destinate fabricației organelor de asamblare.

O serie de cazuri de smulgeri ale filetelor la montaj, ale organelor de asamblare care sînt supuse tratamentului termic, au făcut necesară elaborarea de studii privind stratul decarburat atît pe produsul finit (șurub și piuliță), cît și

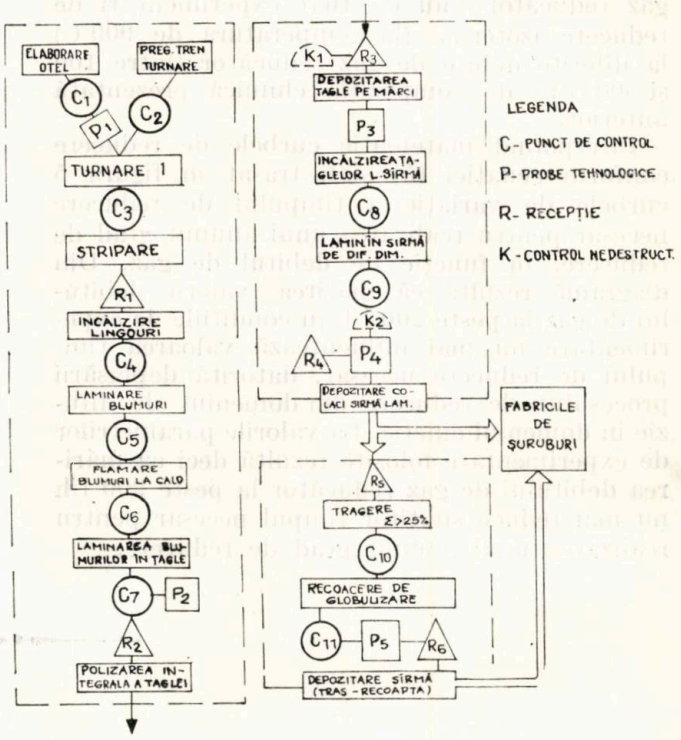


Fig. 1. Fluxul de fabricație din siderurgie al sîrmei și barelor destinate fabricației organelor de asamblare

pe semifabricat (sîrmă și bare). Din cercetările efectuate pe flancurile și vîrfurile filetului a rezultat că stratul decarburat poate proveni și din tratamentul termic final al acestor produse, atunci cînd nu se asigură atmosfera controlată prescrisă, care să evite decarburarea, de asemenea din procesele de laminare și încălzire pentru globulizare, după operația de tragere.

Filetarea la șuruburi se execută prin roluire, deci adîncimea stratului decarburat de pe produsul laminat — tras — recopt se transmite într-o măsură mai mică la filet, datorită procesului de deformare plastică a suprafeței. În

Tabelul 1

Normele	Tipul de oțel	Adîncimea maximă a stratului decarbutrat pe dimensiuni, mm							
		6	6–7	7–8	8–9	9–10	10–12	12–14	14
NID Nr. 203/73 rev. în 1975	Oțel în stare laminată	—	0,07	0,09	0,09	0,10	0,12	0,15	0,17
STAS 9382/73	Oțel tras	0,09	0,10	0,11	0,12	0,14	0,16	0,19	0,22
DIN 1654/54	Oțel tras	0,08	0,09	0,10	0,11	0,125	0,15	0,18	0,20
NF A35–551	Oțel tras	Cl. I 0,15 neprescris					0,20	∅12–22 0,25	∅22–30 0,30 / ∅30–40 0,40
		Cl. II 0,10 neprescris					0,12	0,15	— / —

tabelul 1 sînt date valorile maxime admise ale adîncimii stratului decarburat după diferite norme.

Valorile adîncimii stratului decarburat indicate în STAS 9382/73 sînt pentru cazul determinării în stare laminată, iar la celelalte norme, pentru starea călită.

Prin adîncimea stratului decarburat se înțelege suma grosimilor zonelor complet decarburate (feritice) și parțial decarburate (feritoperlitice pentru starea laminată și martensitotroostitice pentru cea călită), așa după cum se vede din figura 2.

Determinarea adîncimii stratului decarburat se execută prin verificarea circumferinței secțiunii produsului, la microscop, cu mărire × 100, luînd ca punct de pornire (prin măsurătoare) valoarea cea mai mare, iar apoi față de aceasta se mai citesc trei valori (una diametral opusă și celelalte două la 90° față de prima). Media aritmetică a celor patru valori citite reprezintă adîncimea stratului decarburat determinat.

Stratul decarburat este generat în procesele de încălzire în vederea laminării (de la lingou la blum, de la blum la țaglă și de la țaglă la rotund finit), precum și în procesul de încălzire pentru globulizare, după tragere.

Atît în lungimea laminatului, cît și pe circumferința aceleiași secțiuni, adîncimea stratului decarburat este diferită, funcție de felul cum au fost așezate lingourile, blumurile și țaglele în cuptor, de asemenea după cum s-a produs și deformarea plastică. Cu cît diametrul laminatului finit este mai mic, cu atît și adîncimea stratului decarburat se micșorează datorită faptului că în procesul de laminare stratul superficial feritic se alungește mai mult.

În figurile 3 și 4 sînt prezentate grafic variațiile adîncimii stratului decarburat la marca OLC45Q atît ca valori individuale, cît și ca valori medii, pentru toate dimensiunile executate pe un laminor continuu de sîrmă, timp de 6 luni. Din determinările efectuate, rezultă că valorile mari ale adîncimii stratului decarburat se datorează unor valori individuale mari pe circumferința secțiunii laminatului, de unde rezultă că pentru reducerea adîncimii stratului decarburat este necesar a se acționa asupra acestora, prin măsuri tehnologice adecvate.

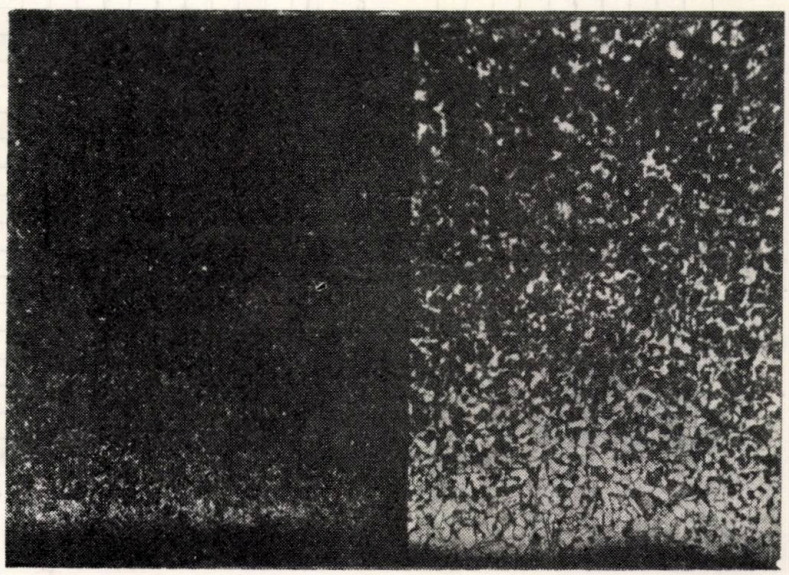


Fig. 2. Microstructura stratului decarburat comparativ cu cel nedecarburat

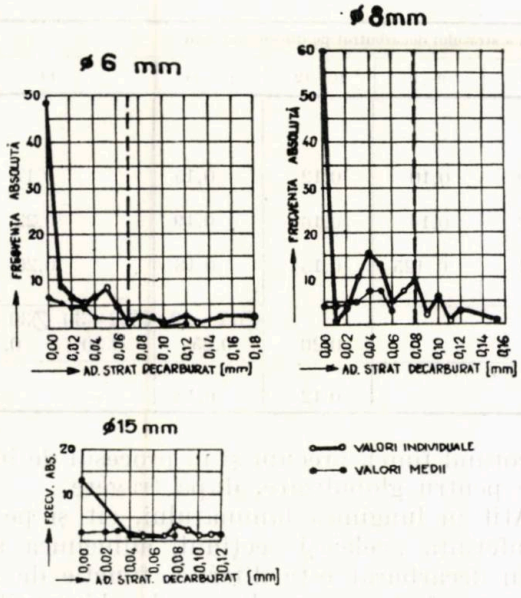


Fig. 3. Curbele de distribuție ale adîncimii stratului decarburat la marca OLC45Q — Ø6; Ø8 și Ø 15 mm

Lucrîndu-se cu atmosferă reducătoare, neutră și oxidantă în cuptorul laminorului de sîrmă pentru încălzirea țaglelor ≠ 70 × 70 × 12 000 mm, care s-au laminat pînă la Ø 8 mm, s-au obținut pe flux adîncimile stratului decarburat prezentate în tabelul 2.

Din datele prezentate rezultă că o atmosferă slab oxidantă în cuptorul de încălzire al liniei de sîrmă și cu slabă suprapresiune (pentru a nu pătrunde aer fals) conduce la valori

Tabelul 2

Nr. țaglei	Mediul de încălzire	Adîncimea stratului decarburat, mm				
		Stare laminară ≠ 70×70	≠ 70×70 mm după încălzirea în cuptor	După 8 treceri, ≠ 22,5 mm	După 12 treceri, ≠ 12,5 mm	Pe produs finit, Ø8 mm
1	Slab oxidant	0,14	0,21	0,08	0,03	0
2		0,13	0,21	0,10	0,05	0
3	Neutru	0,14	0,21	0,16	0,09	0
4		0,17	0,22	0,18	0,10	0
5	Slab reducător	0,13	0,67	0,30	0,23	0,07
6		0,17	0,60	0,27	0,21	0,06

foarte scăzute ale adîncimii stratului decarburat, față de atmosfera slab reducătoare. S-a constatat că fețele superioare ale țaglelor, expuse la radiație și în contact mai mult cu atmosfera cuptorului, au adîncimea stratului decarburat mai mare.

Urmărind transmisibilitatea adîncimii stratului decarburat de la starea laminată la starea trasă, pentru mai multe loturi de sîrmă din marca OLC45Q, s-au determinat coefi-

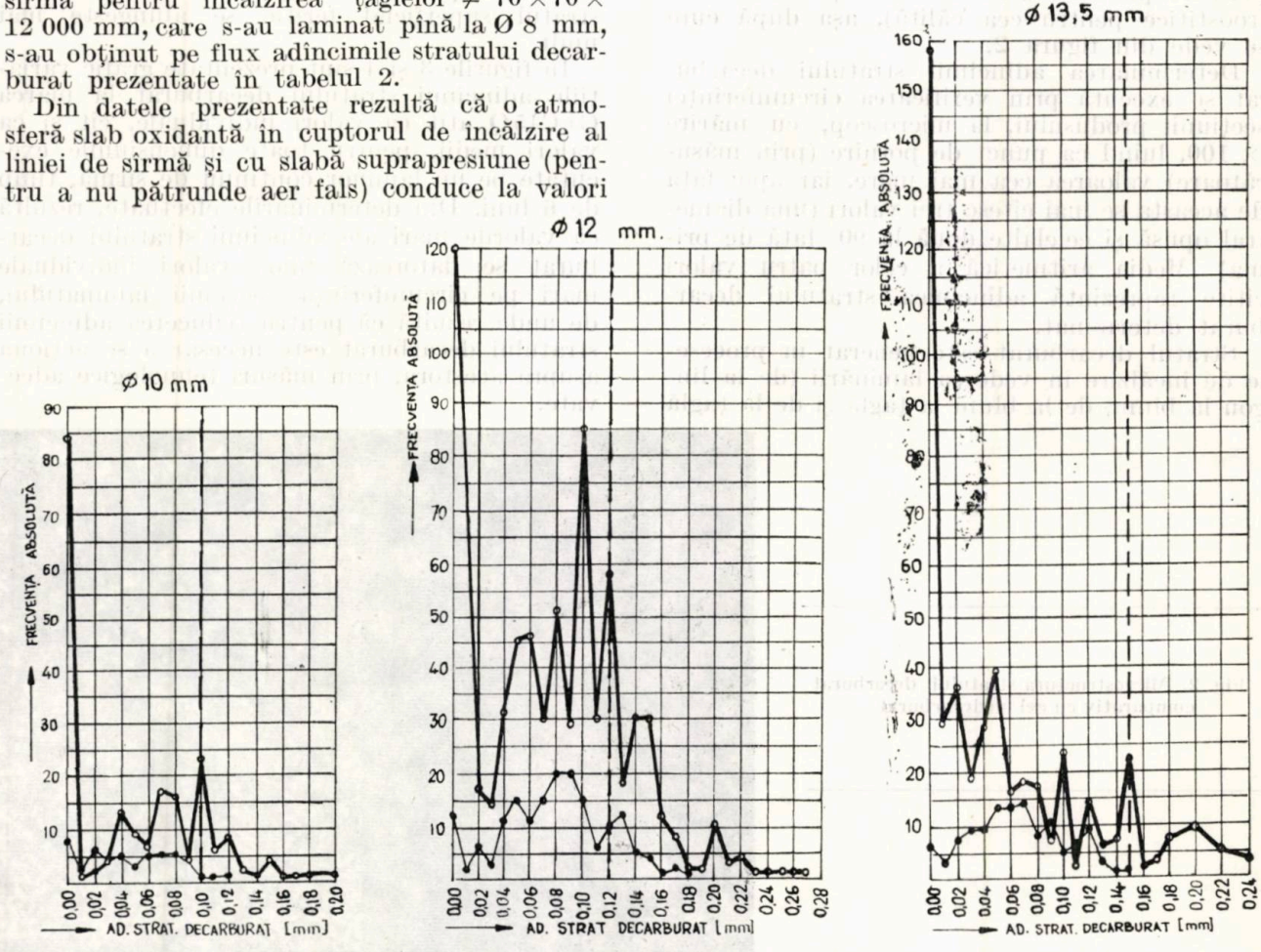


Fig. 4. Curbele de distribuție ale adîncimii stratului decarburat la marca OLC45Q — Ø 10; Ø 12 și Ø 13,5 mm

cienții de reducere ai adîncimii stratului decarburat prezentați în tabelul 3.

Tabelul 3

Diametrul laminatului, mm	Coeficienții de reducere a adîncimii stratului decarburat			
	K1	*K2*	*K3*	*K4*
6	1,40	1,72	2,07	2,30
8	1,64	2,09	3,06	5,11
10	1,50	2,54	5,08	6,10
12	1,70	2,36	5,52	5,80
13,5	1,48	2,02	2,94	5,76
15	1,55	2,18	3,79	Cu 40 % grad de reducere nu s-a lucrat

$$K1\ldots4 = \frac{Q\,mL}{QmT1\ \ldots\ QmT4}$$

unde :

QmL este grosimea medie a stratului decarburat pe oțelul în stare laminată;

QmT1, *QmT2*, *QmT3* și *QmT4* — grosimea medie a stratului decarburat pe oțelul în stare trasă cu diferite grade de reducere, respectiv 25, 30, 35 și 40%.

Din datele prezentate în tabelul 3 rezultă că prin procesul de tragere, adîncimea stratului decarburat se reduce foarte mult, mai ales la grade mari de reducere. Aceasta se datorează faptului că structura feritică și feritoperlitică cu carbon mai mic din straturile exterioare permite realizarea de alungiri relativ mari.

Potrivit rezultatelor obținute în studiul variației adîncimii stratului decarburat la oțelul de marcă OLC45Q, rezultă ca necesare și posibile următoarele căi pentru reducerea acestui parametru :

— Pregătirea foarte atentă a utilajului de turnare, insistînd asupra măsurilor care conduc la o calitate superioară a suprafeței lingoului.

— Laminarea la cald (imediat după turnare) a lingourilor, evitînd încălzirea de la rece, și adoptînd obligatoriu menținerea în cuptoarele adînci pentru ridicarea temperaturii de la aproximativ 950 la 1 220°C.

— Încălzirea cu atmosferă neutră sau slab oxidantă a lingourilor în cuptoare adînci.

— Flamarea la cald a blumurilor cu o adîncime de flamare adecvată în raport cu starea suprafeței lingourilor. Adîncimea de flamare va fi cu atît mai mică și chiar poate să se renunțe la flamare dacă s-a obținut suprafața lingoului de calitate superioară.

— Evitarea aplicării tehnologiei de laminare a țaglelor din blumuri reîncălzite.

— Polizarea integrală a țaglelor la o adîncime de 1,5—2 mm, operație prin care se elimină total stratul decarburat realizat pînă la această fază în cazul în care blumurile nu au fost flamate. Adîncimea de polizare poate fi de asemenea redusă, în cazul în care în fazele anterioare suprafața metalului a fost asigurată de un nivel calitativ ridicat.

— Încălzirea țaglelor în cuptorul laminorului finisor, în atmosferă oxidantă.

— Reglarea liniei de laminare de așa manieră ca să nu se provoace staționări mai mari de 2 h ale țaglelor în cuptorul de încălzire.

— Utilizarea pentru încălzirea țaglelor numai a cuptoarelor cu încălzire unilaterală.

— Aplicarea răcirii dirijate a sîrmei după ultima cajă de laminare, care s-o aducă la maximum 850°C la vîrtelnițe sau pe paturi de răcire în cazul barelor.

— Aplicarea unui regim de reduceri la tragere cu grade de reducere de minimum 25%.

— Efectuarea recoacerii de globulizare a oțelului tras în cuptoare cu atmosferă controlată, în care să nu se producă decarburare decît în proporție foarte mică.

BIBLIOGRAFIE

[1] Oprea, Sanda *Încălzirea materialelor metalice în atmosfere controlate.* În: Metalurgia, nr. 7, 1967, p. 416—418.

[2] Gambutan, N. *Cîteva considerente privind micșorarea stratului decarburat.* În: Metalurgia, nr. 7, 1971, p. 414—417.

[3] * * * *Cuptoare de încălzire.* București, Editura tehnică, 1952.

[4] * * * *Reducerea stratului decarburat la oțelurile aliate.* M.I.M. — Culegere de material documentar, nr. 16, 1967.

[5] Krivandin, V.A. *Cuptoare metalurgice.* București, Editura tehnică, 1963.

[6] Contorovici, J.E. *Tratamentul termic al oțelului și fontei.* București, Editura tehnică, 1963.

[7] Mantea, Șt. și Dulămiță, T. *Teoria și practica tratamentelor termice.* București, Editura tehnică, 1967.

Un deceniu de experienţe tehnologice şi de producţie ale celui mai nou laminor de ţevi fără sudură din Polonia (laminor cu banc împingător)

Ing. A. Trzaska
Uzina G. K. Swierczewski — Polonia

CZ : 621.771.28

În 1965, la uzina „G.K. Swierczewski" a fost pus în funcţiune laminorul de ţevi fără sudură, avînd o capacitate anuală de producţie prevăzută de 85 000 t ţevi. Laminorul a fost proiectat de Institutul de proiectări metalurgice „Biprohut", iar majoritatea utilajelor componente sînt produse de întreprinderile poloneze. Instalaţia principală a acestei linii de laminare este laminorul perforator cu o soluţie tehnologică prototip constînd din utilizarea cajelor de laminare cu şase cilindri aşezaţi pe lagăre cu rulmenţi. Pe baza indicaţiilor, laminorul perforator trebuia să lucreze cu dornuri de trei diametre : 70 ; 85 şi 105 mm, iar producţia obţinută la cele trei dornuri trebuia să fie de respectiv : 5 ; 90 şi 5 %. Dornurile trebuiau să aibă o lungime de 12 500 mm. Ţevile obţinute după trecerea prin laminorul perforator trec, în fluxul tehnologic, la laminorul reductor, unde sînt reduse la dimensiunea finită stabilită, în conformitate cu indicaţiile de program prezentate în figura 1 sub forma schemei de funcţionare a laminorului reductor. Demararea producţiei la această instalaţie de laminare s-a efectuat prin utilizarea dornurilor cu diametrul $D = 70$ mm şi lungimea $L = 10\,000$ mm.

Coeficientul mare de zveltеţe a acestor dornuri — 0,0083 — a constituit cauza multor dificultăţi. Productivitatea laminorului a fost foarte slabă. La sfîrşitul anului 1965 au fost introduse dornurile cu diametrul de 85 mm şi lungimea de 10 000 mm, pentru care coeficientul de zveltеţe a fost de 0,0038. Mărirea diametrului dornurilor de la laminorul perforator a stabilizat considerabil procesul de laminare şi a permis mărirea productivităţii teoretice a laminorului cu circa 16 %. O altă etapă de mărire a productivităţii a fost prelungirea dornurilor cu diametrul de 85 mm pînă la lungimea proiectată, adică 12 500 mm. În mod teoretic, acest lucru a dus la creşterea producti-

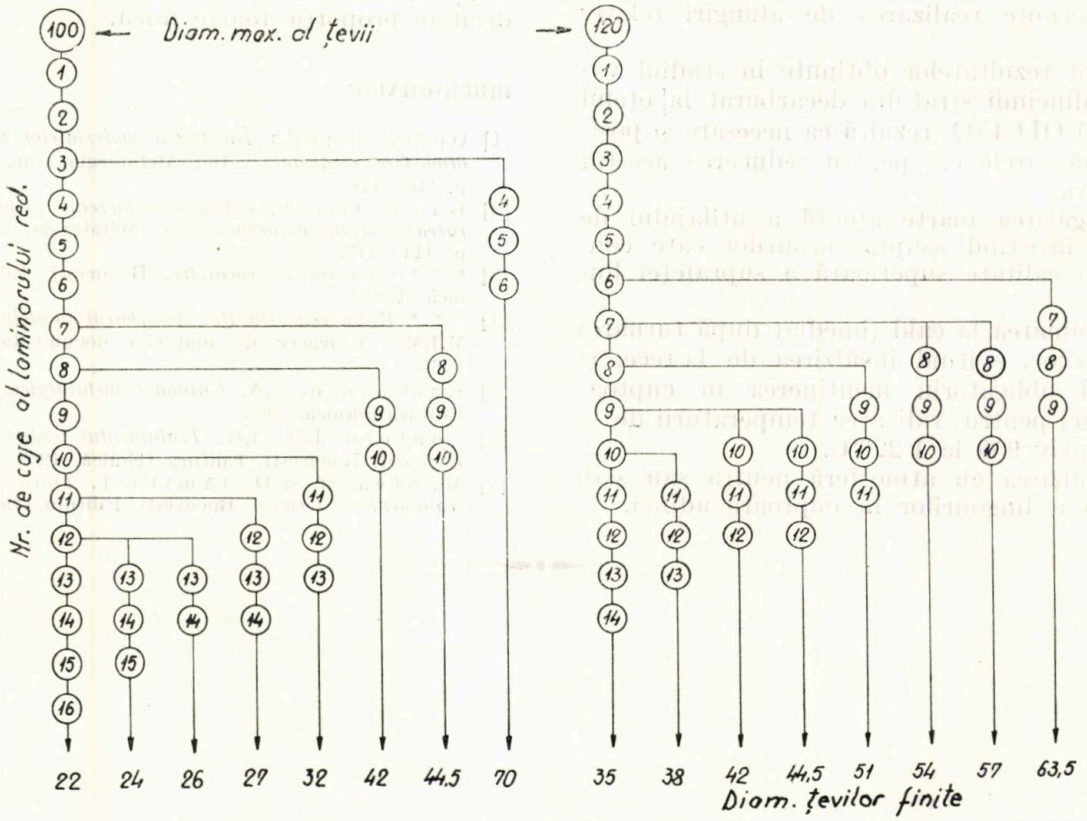


Fig. 1. Schema de funcţionare a laminorului reductor, conform indicaţiilor de proiect

vității laminorului cu circa 18% și revenirea la dificultățile legate de zvelțețea mare a dornurilor, pentru care indicatorul de zvelțețe era acum de 0,0047. În mod practic, abia la sfîrșitul anului 1967 a fost asimilată complet producția la aceste dornuri.

În aceeași perioadă a fost abordată laminarea cu dornuri avînd diametrul de 105 mm și lungimea de 12 500 mm, adică dornuri cu dimensiunile maxime prevăzute în proiect. La început au apărut anumite dificultăți legate de creșterea mare a masei dornului, însă ele au fost depășite în 1968/1969 și astfel procesul de laminare cu dornul maxim a satisfăcut exigențele tehnologice prevăzute și se desfășoară pînă în prezent fără modificări. O problemă importantă și avantajoasă a fost revenirea la un indicator de zvelțețe mai mic al dornului — 0,0020. Din punct de vedere teoretic asimilarea în producție a dornurilor cu cele mai mari diametre și lungimi ar trebui să ducă la o creștere a productivității laminorului cu încă 11%. Participarea procentuală a dornurilor de diferite diametre în producția, obținută între anii 1965 și 1975, este prezentată în figura 2. În afara soluțiilor tehnologice avînd ca scop mărirea productivității laminorului, în 1970 a fost efectuată o importantă schimbare organizatorică — introducerea sistemului de lucru cu patru echipe. Această modificare a avut drept scop mărirea productivității laminorului cu încă 15%. Analizînd căile prezentate de intensificare a producției laminorului de țevi fără sudură de la uzina „G.K. Swierezewski", se poate afirma că modificările tehnologice au decis în mare măsură asupra rezultatelor cantitative obținute (fig. 3), în schimb modificarea organizatorică a dat un efect prelungit în timp. În perioada în care n-au fost introduse modificări tehnologice și organizatorice esențiale, creșterea capacității de producție teoretice a laminorului cu 1%, iar apoi cu 0,5% este — după părerea autorului — legată de o activitate de raționalizare foarte intensă din partea personalului care lucrează direct în producția de țevi fără sudură. La analizarea utilizării capacității teoretice de producție trebuie să fie luați în considerare

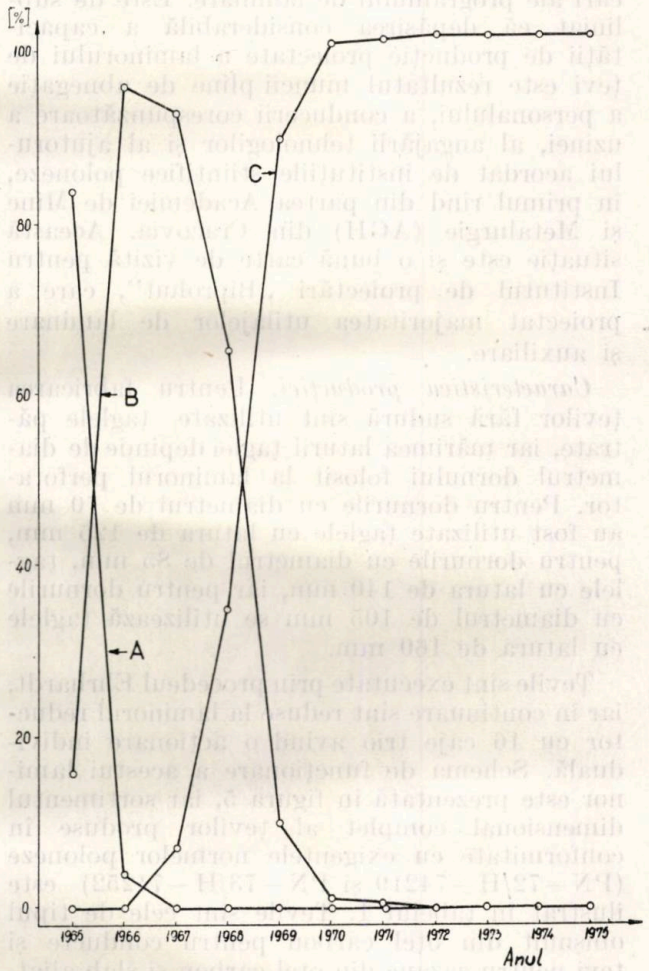


Fig. 2. Participarea procentuală a dornurilor cu diametrele de 70; 85 și 105 mm la producția totală realizată în perioada 1965—1975:
A — dornuri cu diametrul de 70 mm; *B* — dornuri cu diametrul de 85 mm; *C* — dornuri cu diametrul de 105 mm

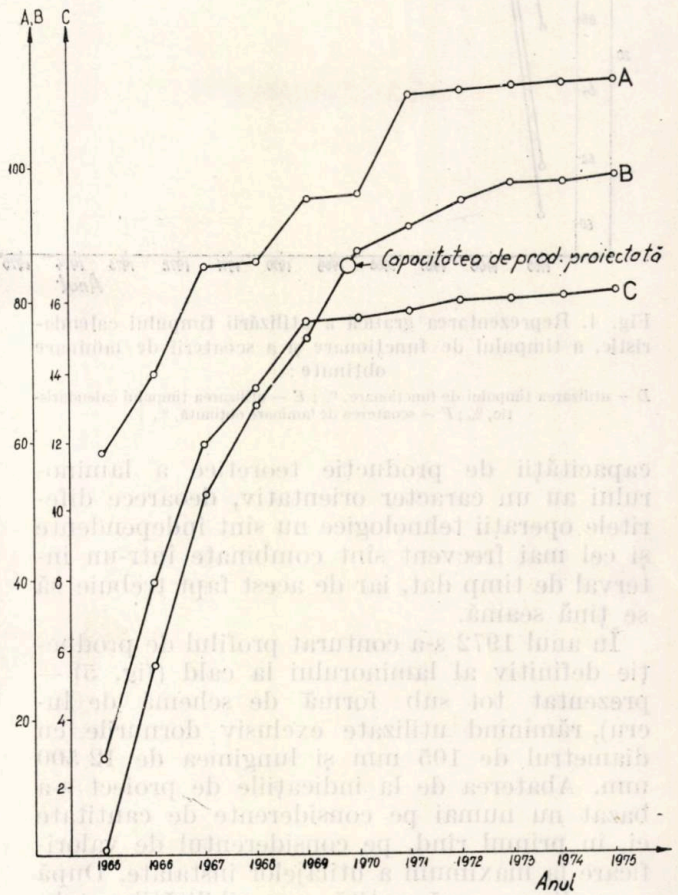


Fig. 3. Reprezentarea grafică a capacității teoretice de producție, a producției totale realizate și a productivității orare:
A — capacitatea teoretică de producție, mii t; *B* — producția realizată, mii t; *C* — productivitatea de laminare, t/h

factorii care decid asupra diferenței între posibilitățile teoretice și cele reale. Aceștia sînt: scoaterea de laminare, utilizarea timpului calendaristic și a timpului de funcționare. Acești indicatori sînt prezentați în figura 4. Calculele

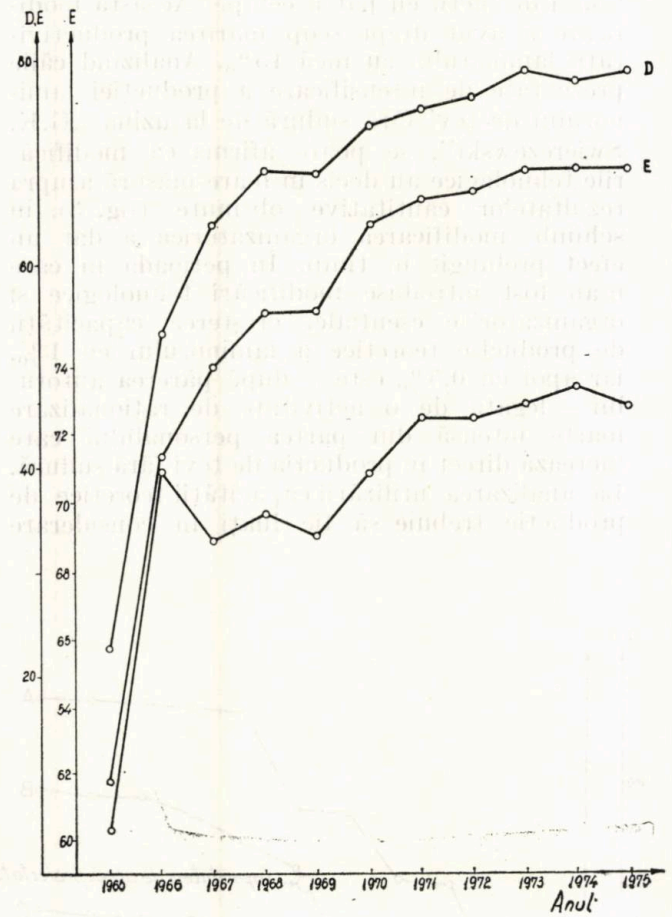


Fig. 4. Reprezentarea grafică a utilizării timpului calendaristic, a timpului de funcționare și a scoaterii de laminare obținute:
D — utilizarea timpului de funcționare, %; *E* — utilizarea timpului calendaristic, %; *F* — scoaterea de laminare obținută, %

capacității de producție teoretice a laminorului au un caracter orientativ, deoarece diferitele operații tehnologice nu sînt independente și cel mai frecvent sînt combinate într-un interval de timp dat, iar de acest fapt trebuie să se țină seamă.

În anul 1972 s-a conturat profilul de producție definitiv al laminorului la cald (fig. 5) — prezentat tot sub formă de schemă de lucru), rămînînd utilizate exclusiv dornurile cu diametrul de 105 mm și lungimea de 12 500 mm. Abaterea de la indicațiile de proiect s-a bazat nu numai pe considerente de cantitate ci, în primul rînd, pe considerentul de valorificare la maximum a utilajelor instalate. După o analizare amănunțită a posibilităților tehnice ale utilajelor și determinare a parametrilor maximi pentru încărcătură și semifabricate, au fost elaborate celelalte planuri de intensificare a producției de țevi fără sudură. Ele prevăd mărirea diametrului dornurilor pînă la 110 mm, ceea ce va duce la o creștere a productivității laminorului cu circa 4% (din care 0,2% pe seama îmbunătățirii scoaterii). Următoarea etapă va consta din mărirea lungimii dornului, la început pînă la 13 000 mm (efect — creșterea productivității laminorului cu 0,8%), iar apoi pînă la 14 000 mm, și din introducerea unei încărcături cu profil mai mare, adică în locul țaglelor pătrate cu latura de 160 mm, țagle cu latura de 180 mm. Realizarea acestei întreprinderi va necesita prelungirea în continuare a barelor destinate dornurilor, deplasări și modificări tehnice ale unor utilaje. Efectul prevăzut va reprezenta creșterea productivității laminorului cu circa 8% (din care 1% pe baza îmbunătățirii scoaterii).

Planurile prezentate de intensificare a producției constituie maximul ce poate fi atins cu ajutorul utilajelor instalate la laminorul de țevi al uzinei „Swierczewski" din Zawadzkie. Planurile viitoare vor trebui să se bazeze pe înlocuirea multor utilaje sau pe modificări ale programului de laminare. Este de subliniat că depășirea considerabilă a capacității de producție proiectate a laminorului de țevi este rezultatul muncii pline de abnegație a personalului, a conducerii corespunzătoare a uzinei, al angajării tehnologilor și al ajutorului acordat de instituțiile științifice poloneze, în primul rînd din partea Academiei de Mine și Metalurgie (AGH) din Cracovia. Această situație este și o bună carte de vizită pentru Institutul de proiectări „Biprohut", care a proiectat majoritatea utilajelor de laminare și auxiliare.

Caracteristica producției. Pentru fabricarea țevilor fără sudură sînt utilizate țaglele pătrate, iar mărimea laturii țaglei depinde de diametrul dornului folosit la laminorul perforator. Pentru dornurile cu diametrul de 70 mm au fost utilizate țaglele cu latura de 125 mm, pentru dornurile cu diametrul de 85 mm, țaglele cu latura de 140 mm, iar pentru dornurile cu diametrul de 105 mm se utilizează țaglele cu latura de 160 mm.

Țevile sînt executate prin procedeul Ehrhardt, iar în continuare sînt reduse la laminorul reductor cu 16 caje trio avînd o acționare individuală. Schema de funcționare a acestui laminor este prezentată în figura 5, iar sortimentul dimensional complet al țevilor produse în conformitate cu exigențele normelor poloneze (PN—72/H—74219 și PN—73/H—74252) este ilustrat în tabelul 1. Țevile sînt cele de tipul obișnuit din oțel carbon pentru conducte și țevi pentru cazane din oțel carbon și slab aliat. Aproximativ 14% din întreaga producție este reprezentată de țevile finite, iar restul este destinat prelucrării ulterioare la rece pe calea

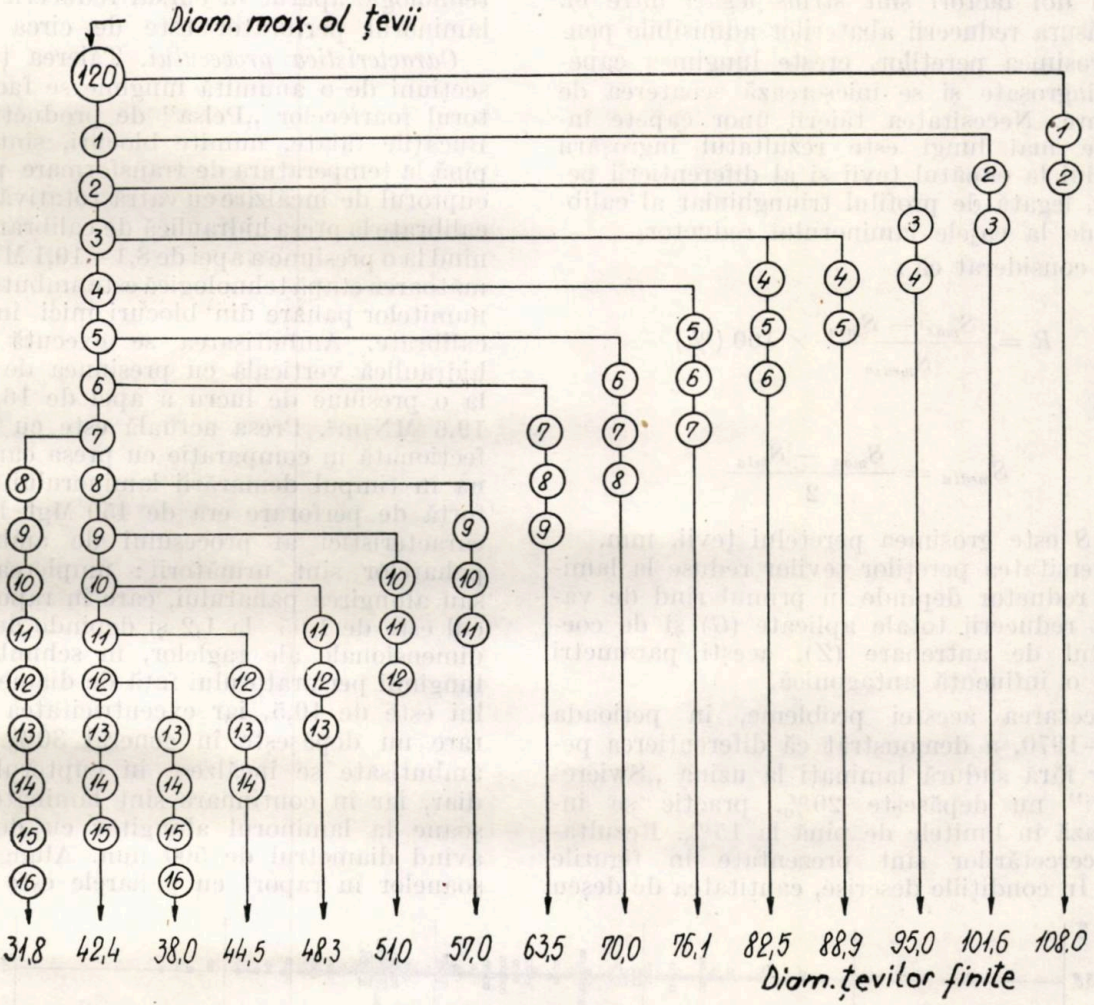


Fig. 5. Schema actuală de funcționare a laminorului reductor

Tabelul 1

Diametrul exterior al țevii, mm	Grosimea peretelui, mm
31,8	2,9—3,2—3,6—4,0—4,5
38,0	2,9—3,2—3,6—4,0—4,5—5,0
42,4	2,9—3,2—3,6—4,0—4,5—5,0—5,6—6,3
44,5	2,9—3,2—3,6—4,0—4,5—5,0—5,6—6,3
48,3	2,9—3,2—3,6—4,0—4,5—5,0—5,6—6,3
51,0	2,9—3,2—3,6—4,0—4,5—5,0—5,6—6,3
57,0	3,2—3,6—4,0—4,5—5,0—5,6—6,3
63,5	3,6—4,0—4,5—5,0—5,6—6,3
70,0	3,6—4,0—4,5—5,0—5,6—6,3
76,1	4,0—4,5—5,0—5,6—6,3
88,9	4,0—4,5—5,0 5,6—6,3
95,0	4,0—4,5—5,0—5,6—6,3
101,6	4,0 4,5—5,0—5,6—6,3
108	4,0—4,5—5,0—5,6—6,3

tragerii sau laminării la instalații de tip Rockrite.

Teoretic, lungimea țevilor poate varia în limitele de la 4 la 8 m, însă practic, din considerente de scoatere, execuția țevilor se limitează la lungimi stricte, țevile fiind laminate împreună cu acelea avînd lungimea de fabricație sau limitată, iar proporțiile cantitative sînt dependente de diametrul țevii. Abaterile diametrelor exterioare atît pentru țevile obișnuite, cît și pentru cele de cazane sînt practic de $\pm 0{,}7\%$. Acest fapt garantează fabricarea țevilor în conformitate cu exigențele PN—72/H—74219 și PN—73/H—74252, la care abaterile admisibile ale diametrelor interioare reprezintă: $\pm 0{,}5$ mm pentru țevile cu diametrul pînă la 50 mm și $\pm 1\%$ pentru țevile cu diametrul peste 50 mm. Abaterile de grosime ale pereților se încadrează în limitele stabilite ale normelor sus-menționate, cu mențiunea că pentru prima clasă de precizie a execuției nu depășesc mărimea de $\pm 15\%$, iar pentru a doua clasă și pentru țevile de cazane, $\pm 10\%$. Producția de țevi cu o precizie de execuție stabilită în raport cu grosimea pereților lor în practică este condiționată de: lungimea șutajelor după ieșirea din laminorul reductor (așa-numitele capete îngroșate) și diferența pereților pe secțiunea transversală a țevii.

Acești doi factori sînt strîns legați între ei. Pe măsura reducerii abaterilor admisibile pentru grosimea pereților, crește lungimea capetelor îngroșate și se micșorează scoaterea de laminare. Necesitatea tăierii unor capete îngroșate mai lungi este rezultatul îngroșării peretelui la capătul țevii și al diferențierii pereților, legată de profilul triunghiular al calibrelor de la cajele laminorului reductor.

S-a considerat că:

$$R = \frac{S_{max} - S_{min}}{S_{mediu}} \times 100\ (\%)$$

unde:

$$S_{mediu} = \frac{S_{max} - S_{min}}{2}$$

unde S este grosimea peretelui țevii, mm.

Diversitatea pereților țevilor reduse la laminorul reductor depinde în primul rînd de valoarea reducerii totale aplicate (G) și de coeficientul de antrenare (Z), acești parametri avînd o influență antagonică.

Cercetarea acestei probleme, în perioada 1968—1970, a demonstrat că diferențierea pereților fără sudură laminați la uzina „Swierczewski" nu depășește 20%, practic se încadrează în limitele de pînă la 15%. Rezultatele cercetărilor sînt prezentate în figurile 6—8. În condițiile descrise, cantitatea de deșeu tehnologic apărut în cursul reducerii țevilor la laminorul perforator este de circa 10%.

Caracteristica procesului. Tăierea țaglelor în secțiuni de o anumită lungime se face cu ajutorul foarfecelor „Pelsa" de producție R.D.G. Bucățile tăiate, numite blocuri, sînt încălzite pînă la temperatura de transformare plastică în cuptorul de încălzire cu vatră rotativă, iar apoi calibrate la presa hidraulică de calibrare, funcționînd la o presiune a apei de 8,1—10,1 MN/m². Următoarea etapă tehnologică este ambutisarea așa-numitelor pahare din blocuri mici încălzite și calibrate. Ambutisarea se execută la presa hidraulică verticală cu presiunea de 500 Mgf, la o presiune de lucru a apei de 16,8 pînă la 19,6 MN/m². Presa actuală este cu mult perfecționată în comparație cu presa care funcționa în timpul demarării laminorului și a cărei forță de perforare era de 450 Mgf. Parametrii caracteristici ai procesului de ambutisare a paharelor sînt următorii: umplerea matriței sau alungirea paharului, care în raport cu blocul este de 1,05 la 1,2 și depinde de abaterile dimensionale ale țaglelor, în schimb raportul lungimii perforatorului față de diametrul capului este de 10,5, iar excentricitatea de perforare nu depășește în general 30%. Paharele ambutisate se încălzesc în cuptorul intermediar, iar în continuare sînt laminate în mansoane la laminorul alungitor cu doi cilindri, avînd diametrul de 500 mm. Alungirea mansoanelor în raport cu paharele este de 1,6 la

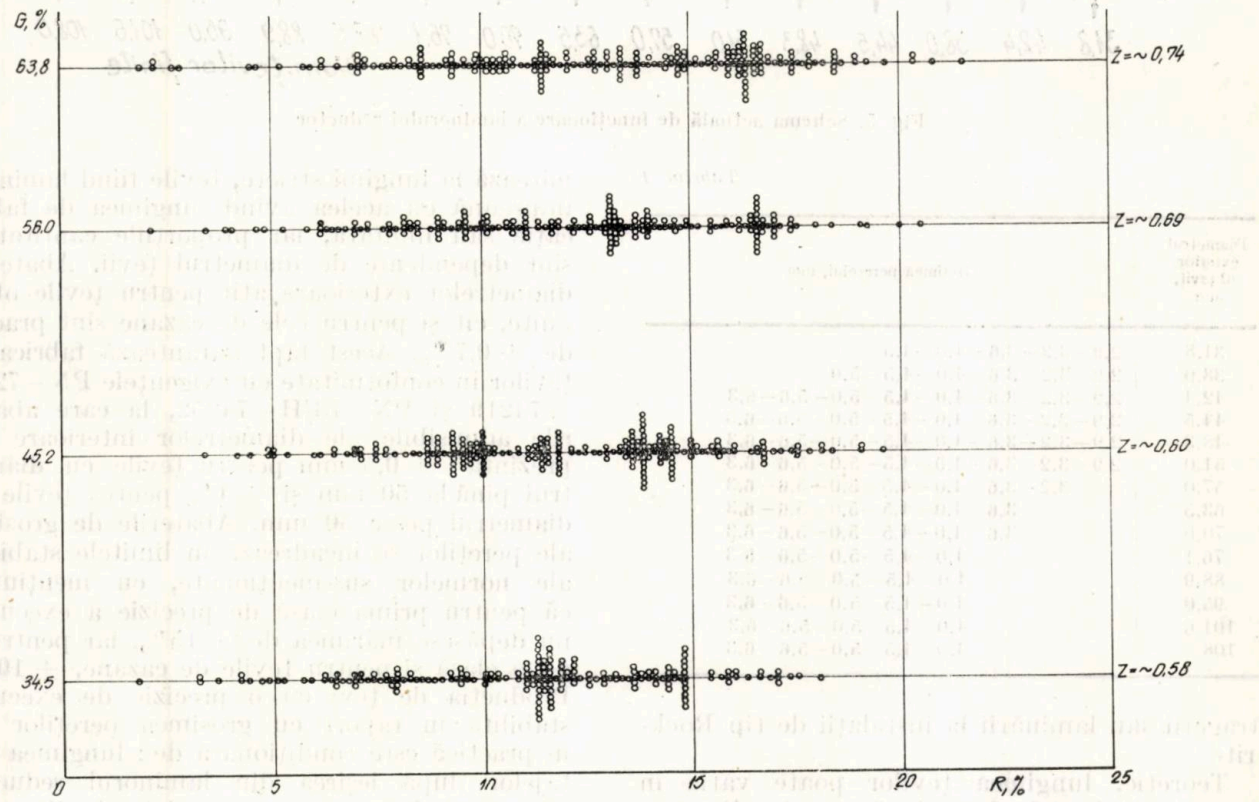


Fig. 6. Mărimea variabilității pereților țevilor (R) în funcție de reducerea totală a diametrului (G) și de antrenarea aplicată (Z) pentru țevile cu o grosime nominală a pereților de 4 mm

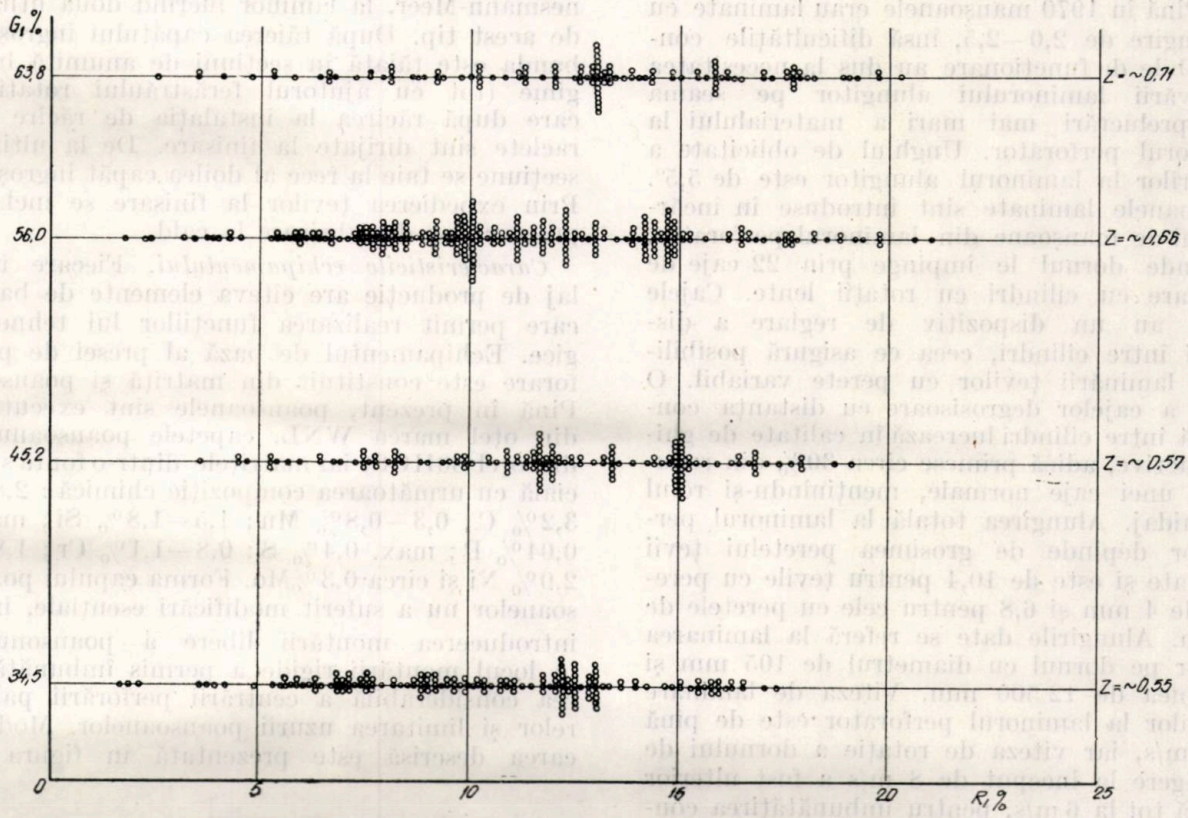


Fig. 7. Mărimea variabilității pereților țevilor (R) în funcție de reducerea totală a diametrului (G) și de antrenarea aplicată (Z) pentru țevile cu o grosime nominală a pereților de 5 mm

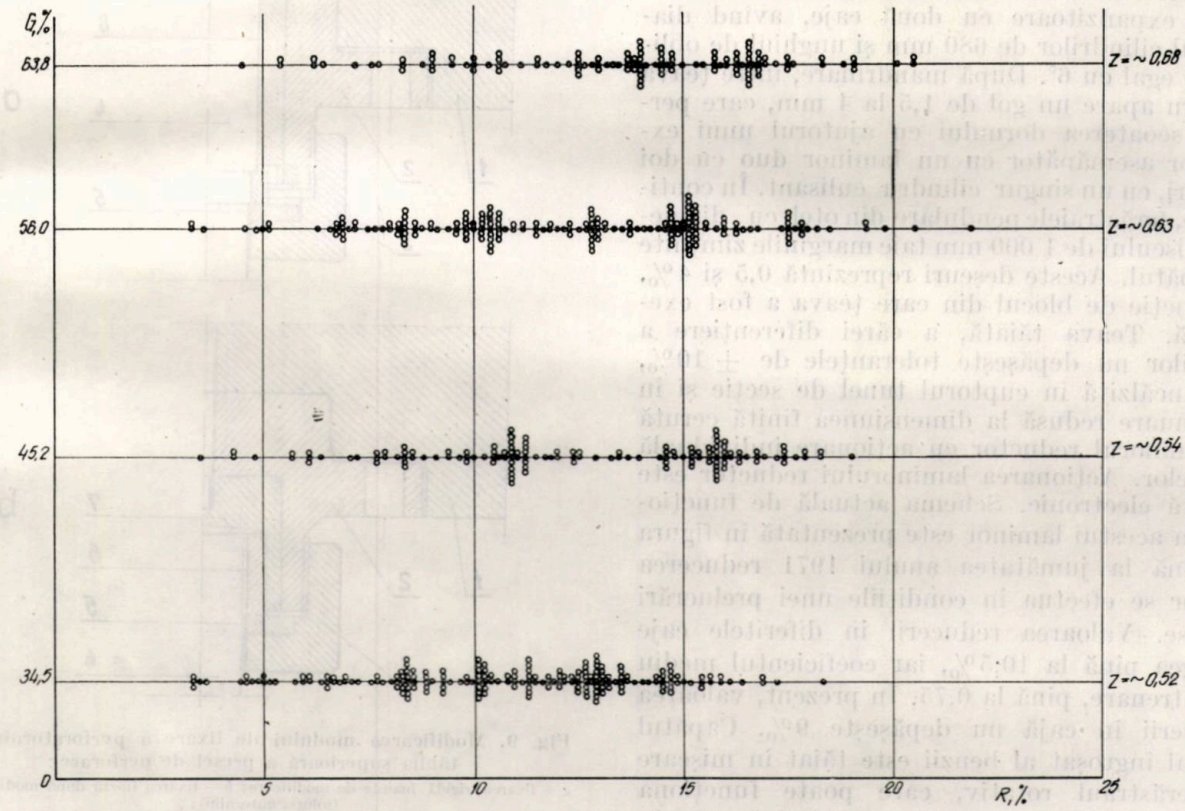


Fig. 8. Mărimea variabilității pereților țevilor (R) în funcție de reducerea totală a diametrului (G) și de antrenarea aplicată (Z) pentru țevile cu o grosime nominală a pereților de 6 mm

1,8. Pînă în 1970 manşoanele erau laminate cu o alungire de 2,0—2,5, însă dificultăţile considerabile de funcţionare au dus la necesitatea degrevării laminorului alungitor pe seama unei prelucrări mai mari a materialului la laminorul perforator. Unghiul de oblicitate a cilindrilor la laminorul alungitor este de 5,5°. Manşoanele laminate sînt introduse în încărcătorul de manşoane din laminorul perforator, de unde dornul le împinge prin 22 caje de laminare cu cilindri cu rotaţii lente. Cajele finale au un dispozitiv de reglare a distanţei între cilindri, ceea ce asigură posibilitatea laminării ţevilor cu perete variabil. O parte a cajelor degrosisoare cu distanţa constantă între cilindri lucrează în calitate de ghidaje active, adică primesc circa 30% din reducerea unei caje normale, menţinîndu-şi rolul de ghidaj. Alungirea totală la laminorul perforator depinde de grosimea peretelui ţevii laminate şi este de 10,4 pentru ţevile cu peretele de 4 mm şi 6,8 pentru cele cu peretele de 6 mm. Alungirile date se referă la laminarea ţevilor pe dornul cu diametrul de 105 mm şi lungimea de 12 500 mm. Viteza de laminare a ţevilor la laminorul perforator este de pînă la 6 m/s, iar viteza de rotaţie a dornului de împingere la început de 8 m/s a fost ulterior redusă tot la 6 m/s, pentru îmbunătăţirea condiţiilor de exploatare a motoarelor de acţionare. Ţeava pe dorn, după ieşirea din laminorul perforator, este introdusă în unul din celedouă expanzitoare cu două caje, avînd diametrul cilindrilor de 680 mm şi unghiul de oblicitate egal cu 6°. După mandrinare, între ţeavă şi dorn apare un gol de 1,5 la 4 mm, care permite scoaterea dornului cu ajutorul unui extractor asemănător cu un laminor duo cu doi cilindri, cu un singur cilindru culisant. În continuare, ferăstraiele pendulare din oţel cu diametrul discului de 1 000 mm taie marginile zimţuite şi capătul. Aceste deşeuri reprezintă 0,5 şi 4%, în funcţie de blocul din care ţeava a fost executată. Ţeava tăiată, a cărei diferenţiere a pereţilor nu depăşeşte toleranţele de $\pm$ 10%, este încălzită în cuptorul tunel de secţie şi în continuare redusă la dimensiunea finită cerută în laminorul reductor cu acţionare individuală a cajelor. Acţionarea laminorului reductor este reglată electronic. Schema actuală de funcţionare a acestui laminor este prezentată în figura 5. Pînă la jumătatea anului 1971 reducerea ţevilor se efectua în condiţiile unei prelucrări intense. Valoarea reducerii în diferitele caje ajungea pînă la 10,5%, iar coeficientul mediu de antrenare, pînă la 0,75. În prezent, valoarea reducerii în cajă nu depăşeşte 9%. Capătul frontal îngroşat al benzii este tăiat în mişcare de ferăstrăul rotativ, care poate funcţiona la viteza liniară a benzii, ajungînd la 5 m/s. Ferăstrăul rotativ este produs de firma Mannesmann-Meer, la laminor lucrînd două utilaje de acest tip. După tăierea capătului îngroşat, banda este tăiată în secţiuni de anumită lungime (tot cu ajutorul ferăstrăului rotativ), care după răcirea la instalaţia de răcire cu raclete sînt dirijate la finisare. De la ultima secţiune se taie la rece al doilea capăt îngroşat. Prin expedierea ţevilor la finisare se încheie procesul lor de fabricare la cald.

Caracteristicile echipamentului. Fiecare utilaj de producţie are cîteva elemente de bază, care permit realizarea funcţiilor lui tehnologice. Echipamentul de bază al presei de perforare este constituit din matriţă şi poanson. Pînă în prezent, poansoanele sînt executate din oţel marca WNL, capetele poansoanului din oţel 30HGS, iar matriţele dintr-o fontă specială cu următoarea compoziţie chimică: 2,8—3,2% C; 0,3—0,8% Mn; 1,5—1,8% Si; max. 0,04% P; max. 0,4% S; 0,8—1,1% Cr; 1,8—2,0% Ni şi circa 0,3%Mo. Forma capului poansoanelor nu a suferit modificări esenţiale, însă introducerea montării libere a poansonului în locul montării rigide a permis îmbunătăţirea considerabilă a centrării perforării paharelor şi limitarea uzurii poansoanelor. Modificarea descrisă este prezentată în figura 9.

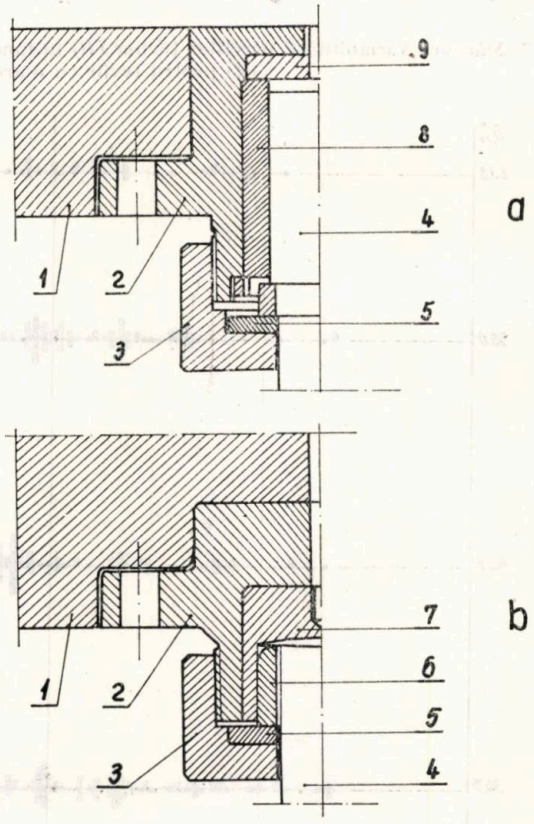


Fig. 9. Modificarea modului de fixare a perforatorului în tăblia superioară a presei de perforare:

a — fixarea rigidă înainte de modificare; *b* — fixarea liberă după modificare (soluţia autorului):

1 — placa superioară a presei perforatoare; *2* — capul de fixare a perforatorului; *3* — piuliţă; *4* — perforator; *5* — şaibă; *6* — piuliţă pe perforator; *7* — insert cu suprafaţa interioară sferică; *8* — manşon; *9* — şaibă

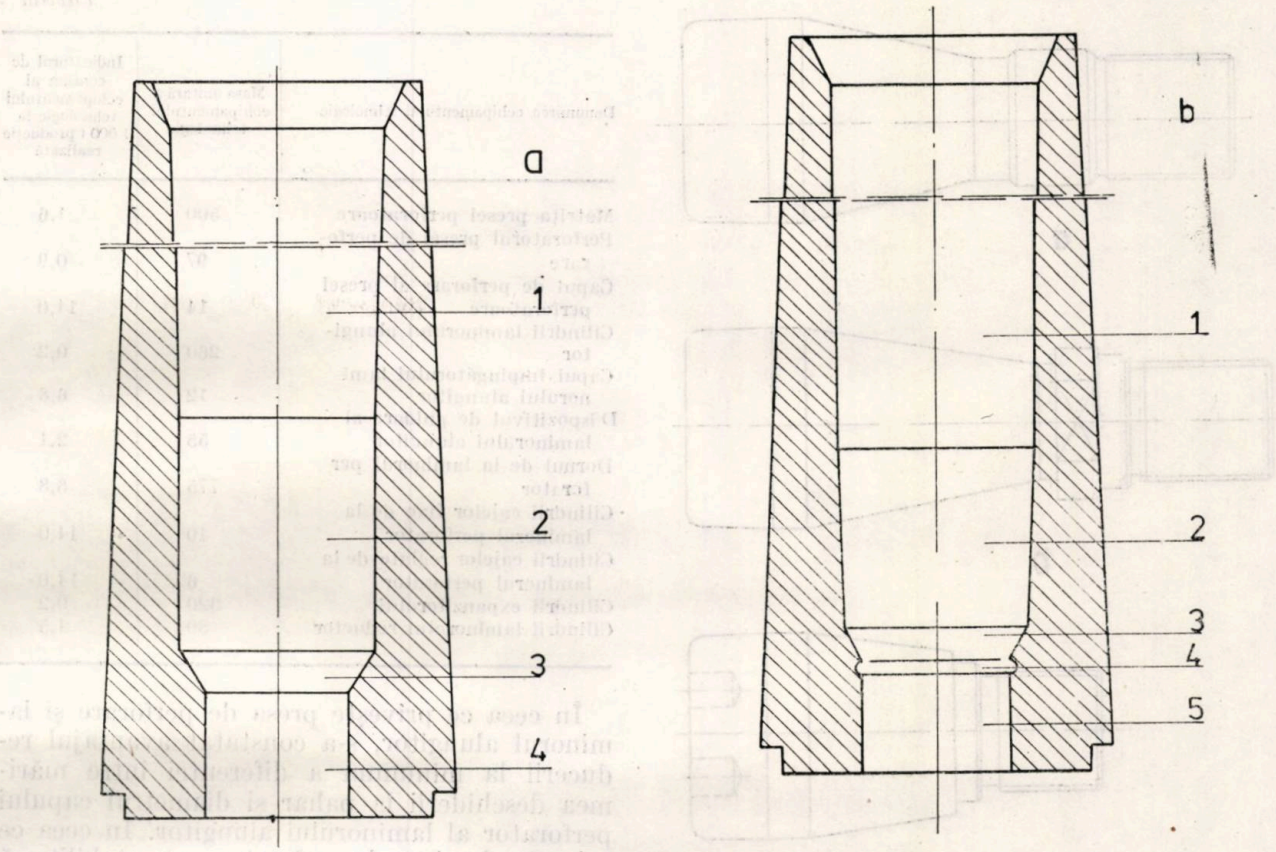


Fig. 10 Modificarea formei interioare a matriţelor presei de perforare:
a — forma înainte de modificare: *1* — partea superioară conică; *2* — partea superioară cilindrică; *3* — partea inferioară conică; *4* — partea inferioară cilindrică; *b* — forma după modificare (soluţia autorului): *1* — partea superioară conică; *2* — partea conică centrală compensînd consecinţele curgerii în contracurent a metalului; *3* — partea inferioară conică; *4* — blocaj de asigurare împotriva scoaterii paharelor de către perforatorul revenind în poziţia superioară; *5* — partea cilindrică.

Asimilarea unei forme interioare optime a matriţelor (fig. 10) a condus la o mărire de aproape trei ori a durabilităţii lor. În prezent, la o matriţă se ambutisează circa 8 000 pahare, iar ca record, în cazuri izolate, circa 16 000 bucăţi.

Modificările aduse echipamentului laminorului alungitor au cuprins toate elementele de lucru. Etapele de perfecţionare a capetelor de poanson pentru pahare sînt prezentate în figura 11. Efectul acestor perfecţionări este mărirea de aproape trei ori a duratei de utilizare a capetelor cu reducerea concomitentă a greutăţii lor cu 48%. În 1971, a fost modificată calibrarea cilindrilor laminorului alungitor, calibrarea tradiţională Calmes fiind înlocuită cu calibrarea cu con, ceea ce a dus la reducerea cu peste 70% a uzurii cilindrilor. Începînd din 1974, cilindrii se execută din oţel R65W, în locul oţelului turnat cu următoarea compoziţie chimică: 0,65—0,80% C; 0,70—1,00% Mn; 0,35—0,80% Si şi 0,90—1,00% Cr.

În locul dispozitivului de ghidare superior, executat din oţel aliat de compoziţie chimică: 2%C; 1% Mn; 1,5% Si; 30% Cr şi 6% Ni, a fost introdus un dispozitiv de ghidare rotativ. Dispozitivul de ghidare inferior a rămas neschimbat atît sub aspectul formei, cît şi al materialului din care este executat. Echipamentul laminorului perforator este construit din dornuri şi caje. Dornurile sînt executate din oţel de marca WNL, încă de la începutul funcţionării acestui laminor. La început, cilindrii cajelor au fost calibraţi conform exigenţelor brevetului PRL nr. 47184. În 1968, calibrarea a fost schimbată prin înlocuirea profilului bombat al cilindrilor în cajele degrosisoare cu un profil plat. Modificarea calibrării cilindrilor de la cajele degrosisoare a devenit o necesitate din cauza imposibilităţii de eliminare a torsionării ţevilor în cursul laminării lor. Iniţial, cilindrii cajelor erau executaţi din oţel marca WC 1, iar în prezent sînt executaţi din oţel marca WCV.

Cilindrii expanzitoarelor continuă să fie executaţi din fontă aliată nodulară, în schimb cilindrii de sprijin, care pînă în 1974 erau executaţi din fontă nodulară şi erau aşezaţi în cuzineţi din textolit, în prezent sînt executaţi din oţel marca 40G2M, iar perioada lor de exploatare este cu mult mai îndelungată deoarece lucrează pe rulmenţi. Cilindrii laminorului reductor erau executaţi pînă în 1967 din fontă nodulară, iar în prezent sînt executaţi

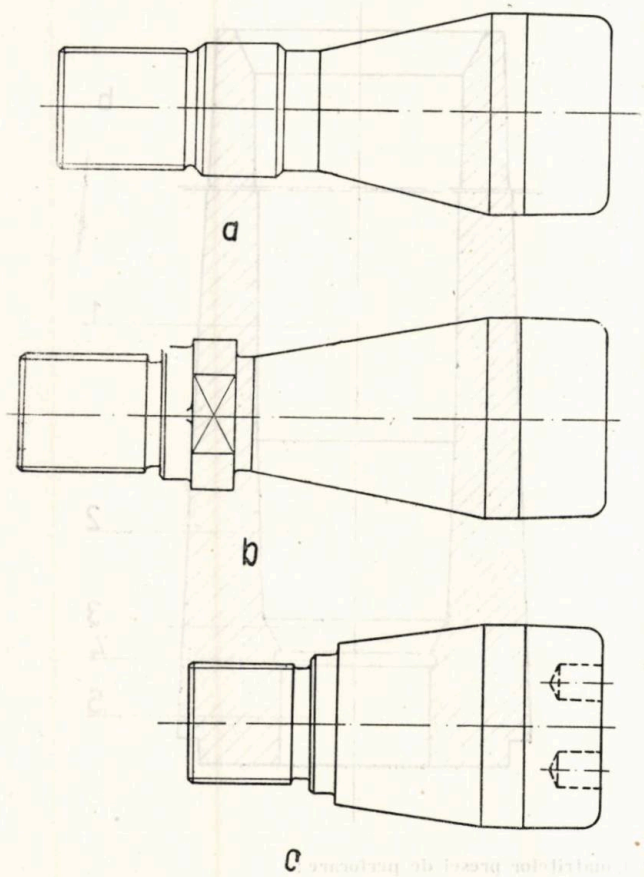


Fig. 11. Etapele de perfecţionare a capului de împingere a paharelor la laminorul alungitor :
a — capul împingătorului de formă clasică ; *b* — capul împingătorului adaptat unei deşurubări uşoare ; *c* — capul împingătorului construit de autor

din fontă aliată nodulară. Consumul echipamentului descris (în bucăţi la 1 000 t producţie executată) este prezentat în tabelul 2.

În prezent, laminorul de ţevi de la uzina „Swierczewski" produce cel mai bine ţevi fără sudură din Polonia, deşi este cel mai nou laminor din ţară. Afirmaţia aceasta se bazează pe părerile beneficiarilor de ţevi, precum şi pe cele ale altor uzine pentru care aceste ţevi reprezintă semifabricatele de tragere sau laminare la rece. Depăşirea considerabilă a capacităţii de producţie proiectate şi obţinerea unor bune rezultate de calitate sînt în mare măsură legate de perfecţionarea tehnologiei şi echipamentului. Aproape fiecare element al echipamentului a fost perfecţionat fie ca formă, fie ca material din care este executat. Cele mai importante perfecţionări au fost prezentate în capitolul privind caracteristicile echipamentului. Un alt factor foarte important de progres pentru tehnologia laminării ţevilor fără sudură l-a constituit efectuarea unor serii de cercetări ale procesului şi experimentări. Rezultatul lor s-a concretizat prin îmbunătăţirea calităţii producţiei, mărirea duratei de funcţionare a echipamentului şi reducerea perturbărilor în desfăşurarea laminării.

Tabelul 2

Denumirea echipamentului tehnologic	Masa unitară a echipamentului tehnologic	Indicatorul de consum al echipamentului tehnologic la 1 000 t producţie realizată
Matriţa presei perforatoare	500	1,6
Perforatorul presei de perforare	97	0,9
Capul de perforare al presei perforatoare	14	14,0
Cilindrii laminorului alungitor	260	0,2
Capul împingătorului laminorului alungitor	12	6,8
Dispozitivul de ghidare al laminorului alungitor	55	2,1
Dornul de la laminorul perforator	775	6,8
Cilindrii cajelor fixe de la laminorul perforator	10	14,0
Cilindrii cajelor reglate de la laminorul perforator	6	14,0
Cilindrii expanzitorului	320	0,2
Cilindrii laminorului reductor	30	4,5

În ceea ce priveşte presa de perforare şi laminorul alungitor, s-a constatat avantajul reducerii la minimum a diferenţei între mărimea deschiderii la pahar şi diametrul capului perforator al laminorului alungitor. În ceea ce priveşte laminorul perforator s-a stabilit că funcţionarea corectă a acestei instalaţii este condiţionată de respectarea următoarelor principii :

— Forma calibrelor în caje. Un număr pe cît posibil de mare al cajelor trebuie să aibă un profil plat. Trecerea la cajele finisoare cu cilindri de profil concav trebuie să fie scurtă, pentru a asigura trecerea ţevii laminate pe cea mai lungă porţiune.

— Mărimea cilindrilor trebuie să fie aleasă în aşa fel încît coeficientul de alungire în cajele succesive să crească pînă la valoarea maximă şi treptat să scadă în cajele finale. În prima cajă coeficientul de alungire nu trebuie să depăşească valoarea de 1,2. Acest fapt permite introducerea mai rapidă a manşonului laminat la prima cajă şi, ca urmare, reducerea ciclului şi crearea condiţiilor mai bune de laminare a manşoanelor cu pereţi subţiri.

— Amplasarea cajelor depinde de mărimea calibrelor lor care determină coeficientul de alungire. Cajele degrosisoare au o mare influenţă asupra conducerii ţevii în cursul laminării. Ele trebuie să fie astfel amplasate încît să lamineze corect atît ţeava cu o grosime minimă a peretelui, cît şi ţeava de grosime maximă. Modul de introducere a ţevii laminate în cajele succesive decide asupra rezistenţei de aşezare a cilindrilor lor. Aşezarea cajelor în tăblia laminorului perforator se calculează pentru manşonul cel mai scurt, iar apoi această

așezare se verifică pentru manșonul cel mai lung. Cajele degrosisoare trebuie să fie în așa fel amplasate încît țeava laminată intrînd în caja următoare să mai rămînă în cea precedentă pe o lungime de cel puțin 300 mm, în schimb cajele finisoare funcționează cel mai bine atunci cînd distanța între ele și cajele degrosisoare asigură o conducere suficientă a țevii în faza finală a laminării.

— Consumul de cilindri și lagăre. S-a constatat că, dacă o alungire totală stabilită se poate obține prin utilizarea unui anumit număr de caje, atunci mai avantajoasă este folosirea unei perechi de caje suplimentare. Deși în acest mod crește numărul de caje în funcțiune, consumul total de cilindri și lagăre scade considerabil. Prin mărirea numărului de caje în funcțiune se îmbunătățește ghidarea țevii laminate.

Asupra funcționării corecte a expanzitoarelor decid în măsură considerabilă pregătirea dornurilor și modul lor de exploatare. Deoarece dornurile sînt pregătite prin strunjire, ele au abateri dimensionale pînă la 0,4 mm atît pe lungimea fiecărui dorn, cît și între diferitele exemplare. Cu cît abaterile dimensionale ale dornurilor din componența echipamentului exploatat vor fi mai mici, cu atît mai reduse vor fi perturbările în funcționarea expanzitoarelor. La exploatarea laminorului reductor o importanță deosebită are stabilizarea rotațiilor cilindrilor atît în sensul laminării, cît și în sens contrar. Acest factor decide în mare măsură asupra mărimii deșeurilor sub formă de capete îngroșate.

Din rîndul problemelor care au fost soluționate cu succes în ultimul deceniu, mai rămîn încă două de rezolvat și acestea sînt : poluarea cu praf, rezultat al utilizării grafitului ca lubrifiant pentru echipamentul de laminare și zgomotul în cursul expanzitării țevilor și tăierii fundului paharului, precum și în timpul laminării țevilor la laminorul perforator. Acest zgomot depășește deseori 100 dB și este obositor pentru personal. Soluționarea acestor două probleme este o chestiune ce va fi rezolvată în scurt timp. De asemenea, în scurt timp va fi realizată automatizarea completă a comenzii utilajelor de producție. Prin automatizarea tuturor comenzilor se va renunța la personalul din hala de producție, unde la fiecare cîteva 20 s laminorul perforator va realiza o țeavă cu masa peste 100 kg.

Rolul personalului — amplasat în punctele de comandă închise și climatizate — se va reduce la controlul instalațiilor de comandă și la intervenții în cazurile de funcționare necorespunzătoare a acestora. În medie, la fiecare 10 zile vor fi efectuate scurte verificări (circa 8 h) ale instalațiilor de luminare, în cursul cărora va fi înlocuit echipamentul, iar de două ori pe an laminorul va fi supus unor reparații care vor dura circa 12 zile fiecare. Specialiștilor în domeniul țevilor, iateresați de procesul fabricării la cald a țevilor fără sudură, vizitarea laminorului din Zawadzkie le poate oferi multe satisfacții.

Metode de răcire a benzilor laminate la cald (I)

Dr. ing. B. Pițigoi
IPROLAM — București

CZ : 621.78.013

Laminoarele de benzi la cald sînt proiectate să producă bandă cu suprafață netedă și cu geometrie și proprietăți mecanice predeterminate, din sleburi cărora li se cunosc dimensiunile și compoziția chimică. Calitatea suprafeței și geometria benzii laminate depind de procesul de deformare. Proprietățile mecanice sînt determinate de structura granulară a oțelului din care s-a laminat banda, dependentă, la rîndul ei, de compoziția chimică a oțelului și de tratamentul termic aplicat imediat după ultima cajă finisoare.

Constituenții de bază ai oțelului (fierul și carbonul) pot apărea în multe configurații în funcție de temperatura și tratamentul termic aplicat. De aceea procesul de laminare la cald a benzii este aplicat în acele condiții în care carbonul este dizolvat omogen în rețeaua de fier gamma, adică în faza austenitică.

Pentru oțelurile cu un conținut scăzut de carbon, laminate pe laminoarele de benzi la cald, temperatura de trecere în faza austenitică este de aproximativ 890—900°C. După ultima cajă finisoare oțelul este răcit pe calea cu role de evacuare, împrejurare în care structura austenitică se transformă în structură ferito-perlitică.

Producerea benzii cu viteză accelerată în trenul finisor, în scopul măririi productivității, conduce la mărirea temperaturii finale de laminare la valori care necesită un sistem de răcire intermediară, amplasat între cajele trenului finisor.

Pornind de la cerințele metalurgice și tehnologice și ținînd seamă de considerentele de ordin constructiv, de concepția și dotarea laminorului, sistemele de răcire programată și dirijată a benzii diferă între ele. În cele ce urmează se vor analiza principiile constructive și criteriile de dimensionare, inclusiv controlul și reglarea sistemelor de răcire a benzii în fluxul de laminare.

Considerații generale

Considerații de ordin constructiv. Orice laminor modern, de benzi la cald, este proiectat să lamineze sleburi cu dimensiuni prestabilite. În trenul finisor, banda este accelerată sub controlul unui calculator, care are drept scop mărirea productivității prin creșterea vitezei de laminare în limitele menținerii unei temperaturi finale constante și uniforme în secțiunea benzii. Puterea instalată în trenul finisor poate fi destul de mare, încît să permită atingerea unor viteze de 18 la 21 m/s [1]. Viteza de laminare este însă limitată între altele și de tendința capului benzii, relativ moale, la temperaturi ridicate, de a se deforma, din diferite motive, la trecerea de la o cajă la alta.

După parcurgerea zonelor de stropire, capul benzii atinge o temperatură suficient de scăzută și devine destul de tare nemaiputînd să se ridice, prin creșterea vitezei de transport, pe calea cu role. Pentru mai multă siguranță, viteza benzii poate fi accelerată pînă la valoarea maximă posibilă, numai după ce capul acesteia a fost înfilat în rulor, în special pentru benzile subțiri. Accelerarea vitezei de transport a benzii către rulor depinde de construcția căii cu role de evacuare (fig. 1).

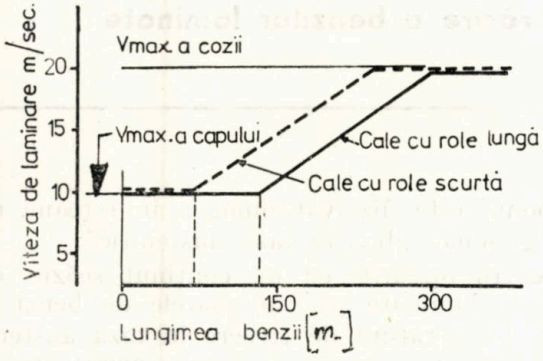


Fig. 1. Corelația dintre viteza de laminare și lungimea căii cu role de evacuare

Pentru determinarea lungimii căii cu role de evacuare, trebuie făcut un compromis între următoarele criterii :

a) o lungime redusă, cu respectarea capacității de producție și cu investiții minime de fonduri bănești ;

b) o lungime relativ mare, căreia să i se poată atașa un număr convenabil de secții de stropire, care să permită realizarea unei game mari de posibilități de răcire (un domeniu larg al posibilităților de răcire) ;

c) o lungime acceptabilă între ultima rampă de stropire și rulor, cu scopul de a fi ușor accesibil.

O cale cu role scurtă permite o limită joasă a temperaturilor de intrare în prima cajă finisoare, deoarece parcurgînd un drum mai scurt temperatura finală de laminare minimă admisă pentru capul benzii poate fi menținută (fig. 2), ceea ce înseamnă că temperatura slebului poate fi mai mică ; de aici rezultă economii de combustibil, cu repercusiuni asupra capacității de producție a cuptorului, respectiv o mai bună utilizare a fondurilor investite.

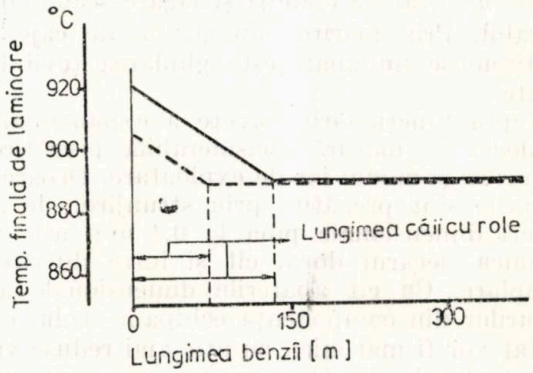


Fig. 2. Distribuția temperaturii finale de laminare pe lungimea benzii, corespunzătoare vitezei de laminare arătată în figura 1

Un interes deosebit prin consecințele sale ar reprezenta posibilitatea de a mări viteza de înfilare a benzii, prin folosirea unor mijloace de prevenire a tendinței de flotare a capului benzii (fig. 3). Pierderea de căldură în bandă este mult mai mică la o viteză de laminare mai mare ; aceeași temperatură finală de laminare se poate obține pornind de la temperatura de intrare mai joasă în prima cajă finisoare. O creștere a vitezei de înfilare cu 1 m/s ar permite o scădere a temperaturii de intrare cu 20°C. Aceasta se traduce printr-o scădere a temperaturii de ieșire a slebului din cuptor cu 50°C, ceea ce are drept rezultat o creștere a productivității cu 20% și o economie de combustibil de 30%.

Laminarea benzilor cu viteze variabile — speed-up — necesită o răcire suplimentară a laminatului încă în trenul finisor, pentru a se respecta valoarea necesară temperaturii finale de laminare.

Considerații de ordin metalurgic. După ce banda a părăsit ultima cajă finisoare, cu temperatura dorită, aceasta trece pe calea cu role de evacuare, avînd o structură a oțelului în fază austenitică. În funcție de cerințele proprietăților mecanice, banda va fi răcită de la 900°C la o temperatură cuprinsă între 750 și

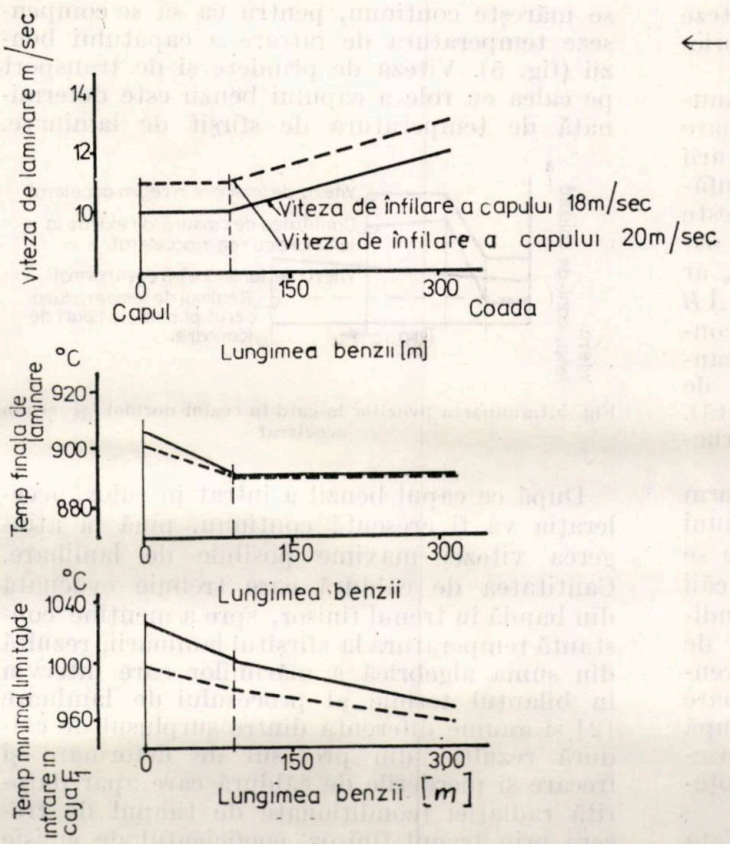


Fig. 3. Corelația dintre viteza de înfilare a capătului benzii, distribuția temperaturii finale de laminare și temperatura necesară capătului benzii la intrarea în prima cajă finisoare

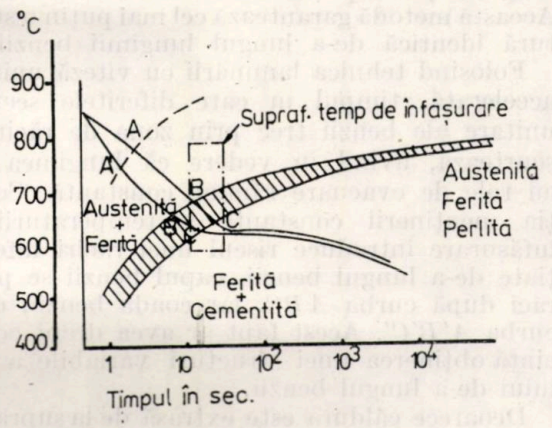


Fig. 4. Diagrama de transformare a structurii oțelului, în funcție de timp și temperatură

500°C, într-un interval de timp variind între 10 și 30 s.

Pe diagrama FeC se pot arăta, pentru un oțel carbon obișnuit, transformările care au loc de-a lungul procesului de răcire (fig. 4). Curba trasată prin punctul A indică valorile temperaturilor la care austenita se transformă în ferită. La o temperatură de transformare mai joasă, în A' apar grăunți foarte mici de ferită. În punctul B ferita s-a format, iar austenita rămasă mai conține numai 0,8% carbon. În interiorul domeniului haşurat BC, se produce transformarea austenitei în perlită. Aici, dealtfel, se obține o perlită fină (grăunți fini de perlită) atît printr-o transformare la temperatură joasă, pe curba de trecere prin B', cît și de-a lungul liniei de transformare la temperatură înaltă. Aceasta poate fi fixată la o viteză mare de răcire, cînd se face pe același nivel (de-a lungul aceleiași curbe) $C-C'$, împrejurare în care rezultă o structură cu grăunți fini. Dacă viteza de răcire este mare, ferita poate conține mai mult carbon, corespunzător stării de echilibru, rezultînd un produs foarte dur.

Ferita se formează de-a lungul primei perioade de răcire, iar perlita se formează de-a lungul celei de a doua perioade de răcire, uneori chiar după ce banda a fost înfășurată. Proprietățile mecanice ale oțelului sînt determinate de mărimea și distribuția feritei și perlitei. Se poate constata că proprietățile mecanice ale benzii sînt aproximativ influențate de prezența fiecăruia dintre cei doi constituenți principali și anume :

— Prin grăunți mici de ferită se obține o bandă cu ductilitate joasă, duritate mare și suprafață netedă.

— Prin prezența feritei în grăunții mari (grosolani) se obține bandă cu ductilitate bună, duritate joasă, suprafață rugoasă.

— Prin prezența perlitei cu granule de cementită se obține o bandă de ductilitate bună și duritate mică.

— Prin prezența perlitei se obține o bandă cu ductilitate scăzută și dură.

— Prezența perlitei, mărginită de cementită, dă naștere unei benzi cu ductilitate slabă și foarte dură.

Dezideratele structurale pot fi definite în funcție de condițiile mecanice necesare. Așa cum s-a arătat, proprietățile mecanice sînt obținute din compoziția chimică a oțelului și dintr-un tratament termic corespunzător — iar tratamentul termic aplicat depinde de temperatura de înfășurare și viteza de răcire, factori determinanți în realizarea structurii finale a benzii. Laminînd banda din sleburi cu aceeași structură chimică, cu aceleași dimensiuni, încălzite la aceeași temperatură, cu aceeași temperatură și grosime finală de laminare și cu aceeași viteză de laminare, cu timpi și

temperaturi de laminare identici, dar cu viteze de răcire diferite, se obțin benzi cu proprietăți mecanice diferite.

Metodele pentru controlul structurii granulare folosite în practica curentă de laminare sînt uzual limitate la măsurarea temperaturii finale de laminare și a temperaturilor de înfășurare — variabile în funcție de cerințe. Aceste metode, folosite în practica laminării fără accelerarea vitezei de lucru în trenul finisor, ar conduce la o răcire dirijată după curba AB din figura 4. Pentru o viteză de laminare constantă, fiecare zonă din bandă elimină o cantitate de căldură constantă pe unitatea de lungime și timp (răcire cu viteză constantă). Această metodă garantează cel mai puțin o structură identică de-a lungul lungimii benzii.

Folosind tehnica laminării cu viteză uniform accelerată, timpul în care diferitele secțiuni unitare ale benzii trec prin zona de răcire se scurtează, avînd în vedere că lungimea căii cu role de evacuare rămîne constantă. Condiția menținerii constante a temperaturii de înfășurare introduce riscul unei răciri diferențiate de-a lungul benzii, capul benzii se poate răci după curba ABC, iar coada benzii, după curba $A'B'C'$. Acest fapt ar avea drept consecință obținerea unei structuri variabile a oțelului de-a lungul benzii.

Deoarece căldura este extrasă de la suprafața benzii și cum mijlocul acesteia rămîne întotdeauna mai cald decît suprafețele, spre a putea obține o structură uniformă în secțiunea benzii este necesar să se aplice un tratament termic identic pe ambele suprafețe, inferioară și superioară, ale benzii.

Din cele de mai sus rezultă condițiile cerute de procesul de răcire a benzii pe calea cu role de evacuare, condiții care derivă din considerente metalurgice, și anume:

— Temperatura de înfășurare a benzii să fie constantă pe întreaga lungime a benzii, chiar în cazurile cînd se laminează cu viteză uniform accelerată.

— Viteza de răcire a benzii, pentru orice creștere a grosimii acesteia, trebuie să fie aceeași, independent de viteza de laminare.

— Procesul de răcire să fie simetric, adică extracția de căldură de pe ambele fețe — superioară și inferioară — ale benzii să fie egale.

— Procesul de răcire să fie reproductibil.

— Echipamentul de răcire să aibă flexibilitatea necesară de a face față tuturor situațiilor de răcire care pot fi întîlnite.

Răcirea intermediară

Metodele de laminare cu viteze crescînde necesită o răcire suplimentară a laminatului încă în trenul finisor, pentru a putea realiza temperatura dorită la sfîrșitul laminării. După înfilarea benzii, viteza de laminare a acesteia se mărește continuu, pentru ca să se compenseze temperatura de intrare a capătului benzii (fig. 5). Viteza de prindere și de transport pe calea cu role a capului benzii este determinată de temperatura de sfîrșit de laminare.

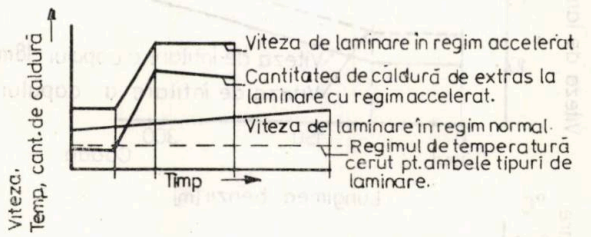


Fig. 5. Laminarea benzilor la cald în regim normal și regim accelerat

După ce capul benzii a intrat în rulor, accelerația va fi crescută continuu, pînă la atingerea vitezei maxime posibile de laminare. Cantitatea de căldură care trebuie evacuată din bandă în trenul finisor, spre a menține constantă temperatura la sfîrșitul laminării, rezultă din suma algebrică a mărimilor care intervin în bilanțul termic al procesului de laminare [2] și anume diferența dintre surplusul de căldură rezultat din procesul de deformare și frecare și pierderile de căldură care apar datorită radiației (condiționate de timpul de trecere prin trenul finisor, coeficientul de emisie al suprafețelor radiante și de temperatura benzii) și transferului de căldură prin conducție de la bandă la cilindrii de lucru și rolele buclatorului, relativ reci, cu care aceasta vine în contact (influențat, la rîndul său, de timpul de contact, starea suprafeței de contact și diferența de temperatură), precum și convecției în mediul înconjurător, ca și prin convecția în apa stropită în procesul de desțunderizare hidraulică (fig. 6).

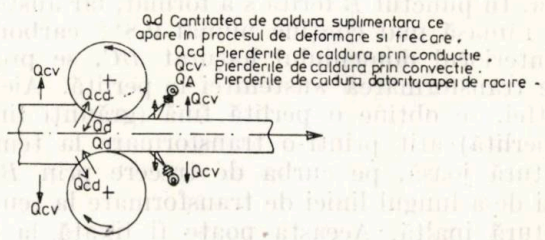


Fig. 6. Principalele mărimi variabile care influențează echilibrul termic al benzii laminate la cald

Urmărirea temperaturii benzii în trenul finisor este dificilă chiar dacă pentru acest scop s-ar folosi un calculator de proces transportabil, care să înregistreze, verifice și memoreze valorile reale termice de stare etc. ale benzii, deoarece temperatura la intrare, viteza și grosimea acesteia nu sînt constante; un calcul bazat deci pe aceste date ar conduce la obținerea unor valori eronate pentru temperatura finală de laminare.

Modelarea matematică a procesului termic din bandă la trecerea acesteia prin trenul finisor poate fi diferită; se pot realiza modele simplificate, bazate pe formule empirice [2] rezultate din măsurători directe. Se introduc în relații puțini parametri de influență, ceea ce permite efectuarea unui calcul ușor și rapid; modele mai pretențioase se obțin pornind de la ecuațiile diferențiale ale conducției termice — ca urmare a pierderii de căldură prin conducție termică în cilindrii de lucru. Printr-un strat izolant de țunder se calculează transferul căldurii, de la laminat la cilindrii de lucru, pentru un caz unidimensional. Considerații teoretice au arătat capacitatea de corectitudine a acestor ipoteze, dar nu există o comparație mai exactă cu valori de măsură. După ambele procedee se calculează temperatura laminatului și se compară cu valoarea măsurată.

Diferențele care apar pot fi cuprinse în interpretare prin erori medii și abateri standardizate aferente. Pentru început, din temperatura măsurată la suprafață se calculează o temperatură medie integrală, avînd ca bază un profil parbaolic de temperaturi în secțiunea benzii care constituie valori de referință pentru valorile termotehnice. Căldura specifică, conductivitatea termică și difuzibilitatea termică prezintă o tendință de creștere ușoară odată cu creșterea temperaturii, aceste variații reprezentînd o dependență liniară în raport cu temperatura. Temperaturile medii de intrare sînt luate în considerare la fiecare cajă, spre a putea calcula pierderile prin conductibilitate termică. Aceste pierderi împreună cu sporul de căldură, determinat din rezistența la deformare și reducerea pe trecere, conduc la variația temperaturii benzii laminate la cald, în arcul de contact. Căldura este extrasă și prin desțunderizare hidraulică și se calculează prin debitul și variația temperaturii apei. Pentru simplificarea calculului conductibilității termice, grosimea țunderului pe banda laminată la cald se consideră constantă pentru toate cajele. O modificare în trepte a grosimii țunderului, coeficientului de radiație și a temperaturii apei folosite pentru desțunderizare conduce la o influență deosebită asupra erorilor medii, dar nu aduce nici o îmbunătățire a abaterilor standard în sensul unui calcul mai exact. Intervin și alți parametri, cum ar fi de exemplu calitatea oțelului laminat, care pot influența modelul matematic în sensul că este greu de găsit o variantă de model care să corespundă, întotdeauna, tuturor situațiilor posibile.

Se pot face unele ipoteze simplificatoare, pornind de la considerentul că în bilanțul termic pierderile prin conductibilitatea termică în cilindri reprezintă partea cea mai mare din căldura evacuată din bandă:

— eroarea dintre temperatura de ieșire măsurată și calculată apare numai la calculul pierderilor prin conductibilitate;

— factorul de corecție, care a fost determinat din suma pierderilor prin conductibilitate și care realizează o adaptare în trepte a valorilor calculate la valorile măsurate, să fie valabil de asemenea pentru pierderile în diferite trepte de laminare. Aceasta înseamnă că abaterea, stabilită prin comparație cu valorile măsurate ale pierderilor totale de căldură prin conductibilitate la cilindri, se repartizează procentual, în mod egal pe fiecare cajă.

Instalația de răcire suplimentară poate fi studiată cu ajutrul modelelor matematice. Experimental, surplusul de căldură ce trebuie evacuat, în cazul laminării cu viteză accelerată, poate fi determinat prin calcul din măsurarea temperaturii la sfîrșitul laminării și compararea acesteia cu temperatura finală a benzii laminate cu viteză constantă. Tendința de creștere a temperaturii finale de laminare este anulată printr-o răcire intermediară cu apă; cantitatea de căldură evacuată la locul de răcire și eficiența răcirii se determină prin diferența dintre temperatura măsurată și cea calculată. Experiențele efectuate [3] au demonstrat că procesul de răcire intermediară este influențat de cantitatea de apă stropită și de accelerația vitezei de laminare; presiunea apei nu influențează dacă debitul de apă stropită pe bandă rămîne constant; presiunea apei de răcire poate influența hotărîtor procesul de răcire, dacă prin intermediul ei se realizează o variație, continuă, a debitului aplicat pe bandă printr-o instalație inițial definită ca atare prin construcția ei; parametrul în discuție devine și mai important dacă variația presiunii apei stropite poate realiza (cumula) într-o singură instalație două funcțiuni tehnologice de răcire și desțunderizare, necesare simultan în procesul de laminare din trenul finisor [4] (fig. 7). Se poate calcula, pornind

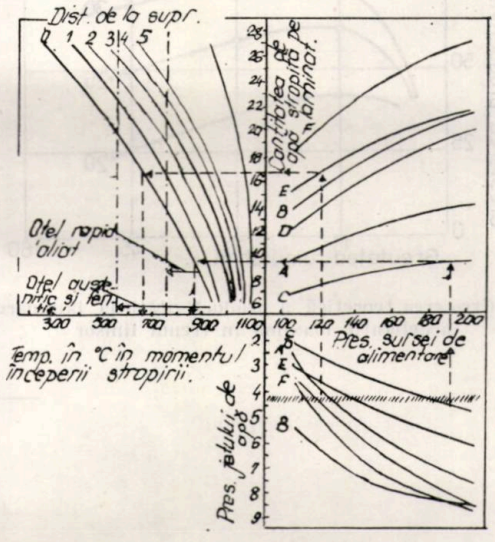


Fig. 7. Relația dintre pierderea de temperatură, cantitatea de apă stropită pe laminat, presiunea sursei de alimentare și presiunea jetului

de la schema de trecere, temperatura de intrare și viteza de laminare, distribuția temperaturii din banda aflată în trenul finisor, iar dacă se cunoaște zona de răcire suplimentară se poate determina și debitul de apă necesar pentru menținerea unei temperaturi de ieșire prescrise.

Debitele de apă folosite pentru răcirea intermediară a benzii depind de viteza de laminare și de greutatea lingoului laminat.

Debitele din tabelul 1 sînt indicate pentru momentul atingerii vitezelor maxime de laminare de 20; 25 și 30 m/s pentru un rulou în greutate de 30 t.

Variația teoretică a debitelor raportate la regimul normal de laminare rezultă din figura 8. Timpul total înscris în abscisa diagramei din figura 8 reprezintă suma timpilor de laminare propriu-zis, de schimbare a cilindrilor și un interval de timp, constant, între laminarea succesivă a două benzi.

Valorile mari se deplasează spre zonele cu viteze mari de laminare, cu greutăți mari de rulouri. Această deplasare rezultă din influența diferită a timpului de laminare, ca mărime dependentă de viteza din intervalele de timp și din timpul aferent pentru schimbarea cilindrilor. Regimul extrem de viteză de 30 m/s, indicat în tabelul 1, este încă o valoare teoretică spre care se tinde în experimentările ulterioare, urmînd să demonstreze dacă ea poate reprezenta o mărime practică.

Experimentele efectuate demonstrează însă că micile creșteri ale vitezelor de laminare conduc la productivități însemnate și fără a folosi

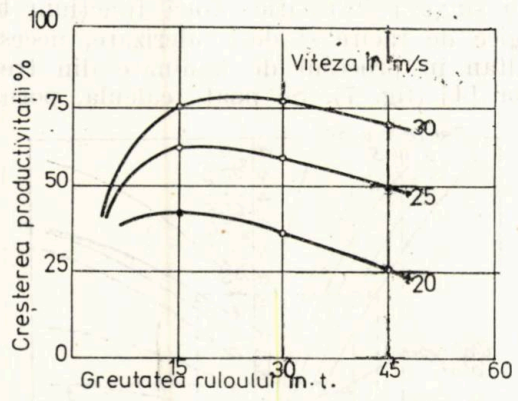


Fig. 8. Creșterea teoretică a productivității la laminarea cu accelerație maximă în trenul finisor

Tabelul 1

Consumul de apă necesar pentru răcirea intermediară (banda $l = 1\,000$; $\delta = 2$ mm din lingou de 30 t)

Viteza maximă, m/s	Volumul de apă, m³	Debitul de apă, l/s	Consumul specific de apă, m/t
20	33,3	510	1,10
25	42,1	730	1,40
30	65,7	1 250	2,19

debite de apă de răcire prea mari pentru limitarea temperaturii de ieșire la valori convenabile și anume prin intermediul unor temperaturi mai mici la intrare în trenul finisor. Se pot realiza cele mai mari viteze de laminare, fără răcire intermediară (suplimentară), dacă la intrarea în prima cajă finisoare capul benzii are exact temperatura inferioară necesară. Se economisește în acest mod energia termică la încălzirea bramelor în cuptor, folosind energia de deformare din trenul finisor, pentru obținerea unei temperaturi de ieșire dorite. Calculele au arătat că dintr-o bandă cu temperatura de intrare mai scăzută, de exemplu 850 °C la vitezele de ieșire 18 m/s, se obțin temperaturi de laminare mai mari de 900°C. Procedeul este mai sensibil la deranjamentele ce pot interveni în procesul de laminare; dacă banda staționează un timp cît de scurt în fața trenului finisor, capătul benzii devine prea rece.

Folosirea laminării cu viteze accelerate presupune o strînsă corelare între vitezele și temperaturile de laminare reglate prin procedeul răcirii intermediare și conduce la o largă posibilitate de creșteri a productivității. Pentru aceasta, mai sînt însă necesare cercetări privind comportarea materialului, structura oțelului, răcirea suprafețelor și a marginilor benzii și probleme privind utilajele tehnologice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Hollander, F. *Desing and Control for Advanced Runout Table Processing.* În: Iron and Steel Engineer, nr. 3, 1971.

[2] Pițigoi, B. *Studii și cercetări asupra răcirii dirijate a benzilor laminate la cald.* În: Metalurgia, nr. 3, 1979, p. 137–144.

[3] Harms, H. W., Pawelsky, P. și Kopp, R. *Walzguttemperaturen in Warmbreitbandfertigstrassen und Möglichkeiten gezielter Walzgutkühlung.* În: Stahl und Eisen, nr. 11, 1977.

[4] Rădulescu, Cr. și Pițigoi, B. *Analiza factorilor care influențează procesul de desțunderizare hidraulică.* În: Metalurgia, nr. 7, 1972.

Unele probleme ale utilizării păcurii grele sulfuroase în cuptoarele de încălzire

Dr. ing. L. Stoian și ing. C. Marinescu
IPROLAM — București

CZ : 662.753.325 : 621.783.2

În metalurgie păcura STAS 51—70 devine combustibil pentru cuptoarele de încălzire, în special în unitățile lipsite de combustibili gazoși secundari (gaz de cocs, gaz de furnal), ceea ce pune probleme specifice, ca urmare a proprietăților diferite ale păcurii față de combustibilii gazoși ce s-au folosit preponderent pînă acum.

Compoziția păcurii. Analiza elementară a păcurii este diferită de cea a gazului natural sau a combustibililor gazoși secundari, este larg variabilă în funcție de zăcămîntul de originea petrolului din care provine, dar în general raportul (în greutate) C/H este 7,5—8 (față de C/H = 3 la gazul natural), iar hidrocarburile grele pe care le conține crachează la temperaturi mult mai joase decît gazul metan. Ca urmare este favorizată formarea particulelor de carbon ce măresc mult luminozitatea flăcării. Numărul acestor particule este dependent de tipul arzătorului, putînd atinge, la arzătoare cu debite mari și flacără lungă, valori de ordinul 1.10^{7} particule/m^{3}N de gaze de ardere [1].

În figura 1 sînt date în paralel rezultatele obținute prin arderea unei păcuri și a gazului metan, într-un tunel de încercări echipat cu un arzător ce putea funcționa și cu combustibil gazos și cu combustibil lichid [2].

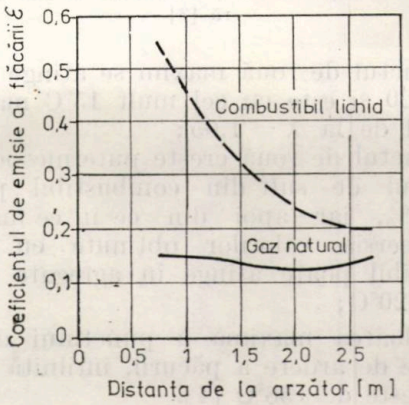


Fig. 1. Coeficientul de emisie al flăcării de combustibil lichid și gaz natural [2]

Se constată că coeficientul de emisie al flăcării combustibilului lichid în apropierea arzătorului este de circa patru ori mai mare decît cel al gazului natural, iar pe măsura îndepărtării de arzător această diferență se reduce, ca urmare a scăderii numărului de particule prin ardere și a intensității radiației celor rămase la temperaturile mai joase ale flăcării.

Dar tot ca urmare a valorii mai mari a raportului C/H, radiația gazelor de ardere a păcurii este mai mică decît a celor rezultate prin arderea gazului natural în domeniul grosimilor de strat ce interesează cuptoarele de încălzire (fig. 2).

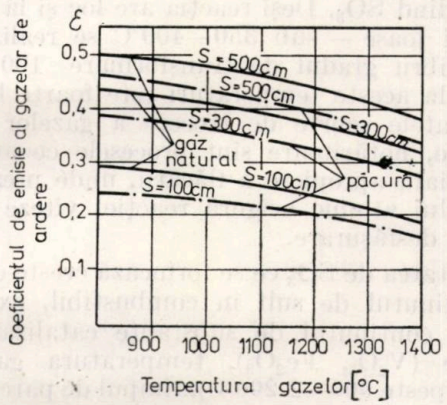


Fig. 2. Coeficientul de emisie al gazelor de ardere al păcurii și al gazului natural (S — grosimea efectivă a stratului radiant)

Calculele arată că și coeficientul de convecție al gazelor rezultate prin arderea gazului natural este mai mare decît în cazul păcurii (cu cca. 10 %), în același cuptor și la același regim.

Din jocul acestor influențe contradictorii, efectul radiației flăcării se dovedește preponderent (fig. 3) și schimbul de căldură este mai

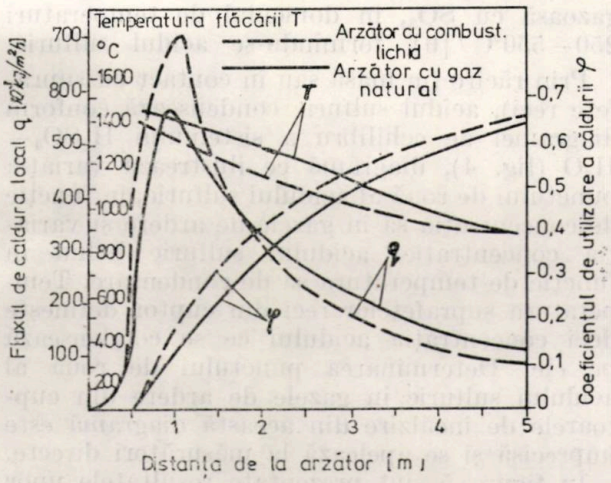


Fig. 3. Degajarea de căldură în lungul cuptorului cînd se arde combustibil lichid sau gaz natural [2]

intens la funcționarea cu păcură, însă diferența scade mult pe măsură ce temperatura gazelor scade. Deci la cuptoarele cu producții specifice mari păcura este, din acest punct de vedere, avantajoasă, avantaj ce se pierde la producțiile specifice mici.

Păcurile STAS 51—70 conțin maximum 1% S, cu excepția păcurii 30/25 S ce conține 3,3% S. Prezența sulfului în combustibil duce la scăderea neînsemnată a puterii calorice a păcurii și la o creștere de asemenea neînsemnată a temperaturii calorimetrice de ardere, influențe fără consecințe notabile asupra proceselor din cuptor.

Prin ardere S trece în SO_2, iar dacă procesul are loc cu exces de aer, o parte din SO_2 este oxidat dînd SO_3. Deși reacția are loc și la temperaturi joase — sub 350—400°C se realizează la echilibru gradul de transformare 100% — reacția la aceste temperaturi este foarte lentă. La duratele scurte de trecere a gazelor prin cuptoare, hotărîtoare sînt procesele ce au loc în imediata apropiere a flăcării, unde prezența oxigenului atomic asigură reacției viteze ridicate de desfășurare.

Cantitatea de SO_3 ce se formează crește odată cu conținutul de sulf în combustibil, excesul de aer, conținutul de substanțe catalizatoare în gaze (V_2O_5, Fe_2O_3), temperatura gazelor (dar nu peste 900—1 200°C), timpul de parcurgere a cuptorului ș.a. Fenomenul este foarte complex și nu a permis stabilirea unor relații cantitative. Măsurătorile din focare au arătat că atunci cînd coeficientul de exces de aer $\lambda = 1$, concentrația de SO_3 este practic nulă, crește apoi rapid și aproximativ direct proporțional cu λ, tinzînd în cele din urmă spre un palier la $\lambda = 1{,}15$, cînd 2—5% din sulful din combustibil se regăsește ca SO_3 [3]—[5].

La presiunile parțiale ridicate ale vaporilor de apă din gazele de ardere de circa 0,1 daN/cm² (cca. 0,1 at), aceștia reacționează în fază gazoasă cu SO_3, în domeniul de temperaturi 250—550°C [6], formîndu-se acidul sulfuric.

Prin răcire (în masă sau în contact cu suprafețe reci), acidul sulfuric condensează conform diagramei de echilibru a sistemului H_2SO_4—H_2O (fig. 4), diagramă ce ilustrează variația punctului de rouă al acidului sulfuric, în funcție de concentrația sa în gazele de ardere și variația concentrației acidului sulfuric lichid în funcție de temperatura sa de condensare. Temperatura suprafețelor reci din cuptor definește deci concentrația acidului ce se condensează pe ele. Determinarea punctului de rouă al acidului sulfuric în gazele de ardere din cuptoarele de încălzire din această diagramă este imprecisă și se apelează la măsurători directe.

În figura 5 sînt prezentate rezultatele unor asemenea măsurători; examinarea acestei diagrame, precum și a rezultatelor din alte lucrări [4]—[7] permite să se tragă următoarele concluzii:

— creșterea rapidă a punctului de rouă de la circa 45°C, cît este la $\lambda = 1$, se încheie la $\lambda \leqslant 1{,}05$;

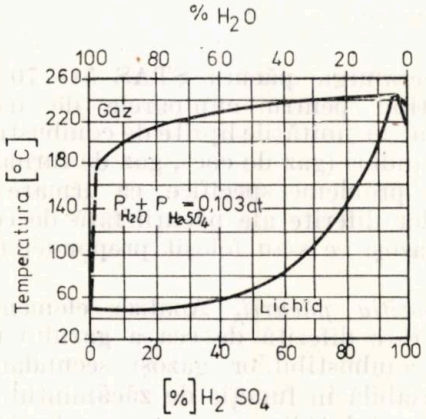


Fig. 4. Diagrama de echilibru a sistemului acid sulfuric-apă

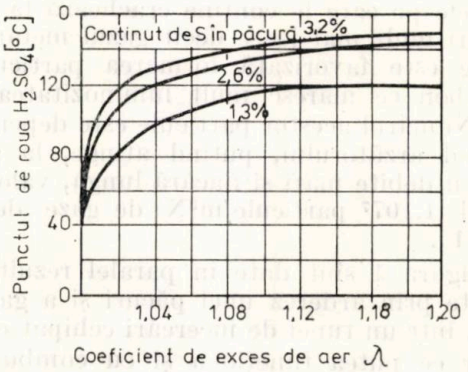


Fig. 5. Dependența punctului de rouă al acidului sulfuric de coeficientul de exces de aer și conținutul de sulf din păcură [3]

— punctul de rouă maxim se atinge la $\lambda = 1{,}15$—$1{,}20$ și este cu cel mult 15°C mai mare decît cel de la $\lambda = 1{,}05$;

— punctul de rouă crește puternic odată cu conținutul de sulf din combustibil pînă la circa 1%, iar apoi din ce în ce mai lent;

— dispersia valorilor obținute cu același combustibil poate atinge în agregate diferite pînă la 20°C;

— valoarea maximă a punctului de rouă în gazele de ardere a păcurii, întîlnită în literatură, este de 158°C [4].

Viteza de coroziune a oțelurilor, datorită acidului sulfuric condensat, coroziune numită coroziune la temperaturi joase, se măsoară indirect prin viteza de depunere a filmului de condensat pe o suprafață cu temperatura controlată a unei sonde, introdusă în curentul de gaze de ardere studiate. Viteza de depunere a condensatului se măsoară, la rîndul ei, prin viteza de variație a curentului (μA/min) ce

trece între doi electrozi, de pe suprafața cu temperatura controlată, alimentați la o tensiune constantă.

Curbele (fig. 6) arată că viteza maximă de coroziune apare la temperaturi mai joase decît punctul de rouă al acidului sulfuric din gaze

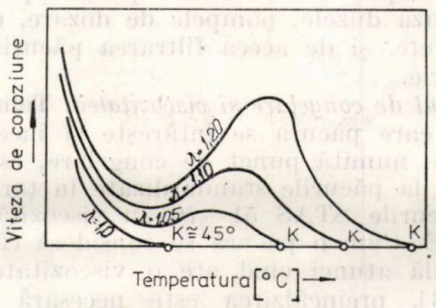


Fig. 6. Alura de variație a vitezei de coroziune în funcție de temperatură și coeficientul de exces de aer (k — punctul de rouă)

(cu 20—40°C) și că coroziunea crește din nou sub punctul de rouă al apei, căci apa condensată formează cu SO_2 acidul sulfuros, căruia i se datorează această a doua creștere a vitezei de coroziune. În figura 7 sînt date vitezele de

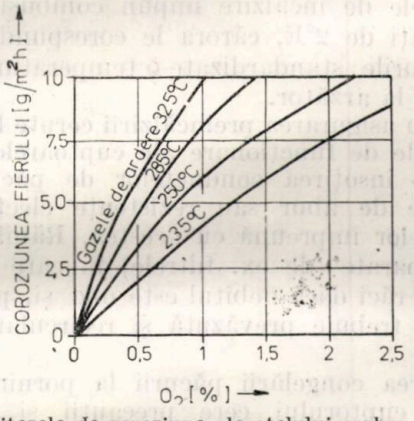


Fig. 7. Vitezele de coroziune ale oțelului carbon la temperatura de 120 °C [4]

coroziune pentru oțelul carbon la temperatura de 120°C, temperatură la care s-a atins viteza de depunere maximă. Determinările au fost făcute într-un cazan energetic, la sarcini diferite, deci și la temperaturi diferite ale gazelor. Faptul că viteza de coroziune scade odată cu scăderea temperaturii gazelor în locul în care se face determinarea nu a fost explicat pînă acum.

Dacă în domeniul coroziunii la temperaturi joase este hotărîtoare prezența sulfului în combustibil, pentru coroziunea la temperaturi ridicate (>500°C) este determinantă existența în combustibil a V, Na și S.

Dintre păcurile standardizate în țară numai păcura 30/25 S conține V (max. 80 ppm) și Na (max. 150 ppm).

Cînd arderea se face stoechiometric sau cu exces de aer foarte mic — $\lambda \leqslant 1{,}05$ — vanadiul se oxidează formînd V_2O_3 sau V_2O_4 cu punctul de topire peste 1 500°C; la excese de aer mai mari, V se oxidează pînă la V_2O_5 ce are punctul de topire la 670°C. La rîndul său pentoxidul de vanadiu formează cu oxizii de sodiu din cenușă diferite eutectice cu temperaturi de topire coborînd pînă la 540°C. Acești oxizi și eutectice de oxizi se topesc pe suprafețele pe care s-au depus și au temperaturi mai înalte decît temperatura lor de topire, iar în această stare reținpe suprafață oxigenul din gazele de ardere și oxidează puternic metalul.

Cu fierul sulful formează sulfura de fier, iar aceasta împreună cu oxidul de fier FeO un eutectic cu punctul de topire 940°C, sulfura de fier avîndu-l la 1 170°C. Dar sulful este foarte agresiv față de nichel, cu care formează sulfura de nichel cu punctul de fuziune 787°C, iar aceasta formează cu nichelul un eutectic cu temperatura de topire 645°C.

Din acest motiv oțelurile austenitice Cr—Ni (analog și oțelurile austenitice Cr—Co) nu se încălzesc în cuptoare ce ard păcură sulfuroasă, costul metalului pierdut fiind prohibitiv.

La oțelurile carbon pierderea de metal la încălzire crește cu 8,9%, cînd se utilizează păcură cu circa 1,5% S, și cu 13%, cînd se utilizează păcură cu circa 3% S [8].

Deoarece coroziunea micșorează durata de serviciu a cuptorului, pentru aducerea ei la valori economic acceptabile se recurge la cîteva căi de soluționare:

— se aduce temperatura de lucru a elementelor expuse coroziunii deasupra punctului de rouă, dar sub domeniul de coroziune la temperatură ridicată;

— se izolează suprafețele reci ce sînt în circulația gazelor;

— se aleg materiale rezistente la coroziune;

— se aplică protecții antiacide.

Pentru piesele răcite cu apă (glisiere, grinzi pășitoare, rame etc.) problema poate fi rezolvată aplicînd răcirea prin vaporizare sau folosind soluții cît mai trainice de izolare și opriri preventive periodice de inspecție și întreținere.

La recuperatoarele preîncălzitoare de aer, adoptarea schemei „în echicurent" aduce de multe ori temperatura pereților metalici într-un domeniu convenabil. Pentru ridicarea temperaturilor prea joase se poate recurge la micșorarea vitezei aerului, iar pentru coborîrea celor prea ridicate, la creșterea acestei viteze. Recircularea prin recuperator a unei părți din aerul preîncălzit poate fi folosită pentru combaterea scăderii temperaturii pereților la funcționarea cuptorului la sarcini reduse.

Ca oțeluri refractare rezistente la V și S se pot utiliza pînă la 750°C unele oțeluri Cr—Al,

iar pentru temperaturi pînă la 950°C, oţelul Cr—Ni 50/50.

În atmosferele de gaze de ardere sulfuroase, lipsite de V şi Na, mai rezistă şi alte oţeluri austenitice Cr—Ni, unele chiar la un conţinut de S de 3 g/m³N.

Alegerea materialului trebuie să pornească de la cunoaşterea condiţiilor de lucru în toate regimurile şi de la respectarea strictă a recomandărilor furnizorilor de oţeluri.

Carcasa metalică a cuptoarelor se protejează prin eliminarea circulaţiei parazite de gaze între zidărie şi carcasă, ceea ce se poate realiza printr-o profilare corespunzătoare a zidăriei în jurul uşilor şi a altor orificii. Se mai aplică uneori şi o vopsire antiacidă rezistentă la temperatură pe interiorul carcasei.

Tot prin vopsire antiacidă se protejează şi coşurile metalice; se face protejarea interiorului, dar şi a exteriorului coşului pe porţiunea dinspre vîrf. Căptuşirea coşului se face cu şamotă antiacidă, betoane antiacide şi cînd este cazul şi refractare, mase antiacide şi refractare, dacă în timpul exploatării temperatura în coş poate coborî sub punctul de rouă al acidului sulfuric din gazele de ardere.

Arderea păcurii cu $\lambda = 1$, practicată în cazanele energetice mari ca metodă de combatere a coroziunii, nu poate fi recomandată întrucît oxidul format pe produsele încălzite astfel este aderent şi provoacă defecte de laminare.

Nu s-a impus ca metodă de combatere a coroziunii desulfurarea păcurii la producător, din cauza costului ridicat, iar aditivii atît din cauza costurilor, cît şi din cauza creşterii depunerilor în cuptor.

Problema coroziunii la joasă temperatură se pune pentru oricare din păcurile STAS 51—70, căci la valorile uzuale $\lambda = 1{,}10—1{,}15$, conţinuturi de SO_3 de 5 ppm, considerate nevătămătoare, se pot realiza numai la păcuri cu mai puţin de 1% S.

Cantitatea de sulf din păcură influenţează înălţimea coşului; pentru a respecta normele Ministerului Sănătăţii de protecţie a aerului, înălţimea coşului va fi substanţial mai mare, în cazul în care un cuptor urmează să funcţioneze cu păcură 30/25 S, decît în cazul celorlalte calităţi.

Efectul corosiv al păcurii asupra conductelor de transport, filtrelor, încălzitoarelor, pompelor, ventilelor, rezervoarelor şi armăturilor este neînsemnat; nu se folosesc ţevi zincate, piese din cupru, alamă sau bronz, materiale plastice şi plumb. Se poate utiliza cauciucul rezistent la produse petroliere, dar numai pînă la temperatura indicată de furnizor.

Apa conţinută în păcură se depune pe fundul rezervoarelor şi formează aici o emulsie cu păcura ce trebuie scursă periodic. Dacă această emulsie ia drumul cuptoarelor, la temperaturi de preîncălzire ce depăşesc temperatura de fierbere la presiunea respectivă, formează în conducte bule de vapori, ce produc perturbaţii în curgerea păcurii, falsifică măsurătorile de debit şi reglarea de proporţie, duc la funcţionarea cu pulsaţii a arzătoarelor sau chiar la stingerea lor.

Impurităţile mecanice din păcură pot obtura şi uza duzele, pompele de dozare, debitmetrele etc. şi de aceea filtrarea păcurii este obligatorie.

Punctul de congelare şi viscozitatea. Temperatura la care păcura se întăreşte şi încetează să curgă, numită punct de congelare, este de 5—42°C, la păcurile standardizate în ţară. La 50°C păcurile STAS 51—70 au viscozităţi de 25—70°E. Cum o păcură se consideră că este pompabilă atunci cînd are o viscozitate sub 50°E [3], preîncălzirea este necesară chiar pentru transport şi descărcare. Pentru ardere, preîncălzirea trebuie să fie mai avansată, ca forţele de coeziune să scadă suficient pentru a se realiza o pulverizare destul de fină, spre a permite o ardere corectă la coeficienţi de exces de aer moderaţi ($\lambda = 1{,}10—1{,}15$).

Temperatura de preîncălzire este determinată de viscozitatea cerută de arzătorul ales; arzătoarele cele mai pretenţioase utilizate în cuptoarele de încălzire impun combustibilului viscozităţi de 2°E, cărora le corespunde pentru păcurile standardizate o temperatură pînă la 140°C la arzător.

Pentru asigurarea preîncălzirii cerute la toate regimurile de funcţionare ale cuptoarelor, este necesară însoţirea conductelor de păcură cu conducte de abur sau rezistenţe electrice şi izolarea lor împreună cu acestea. Rămân însă unele aparate (de ex. filtrele) în care păcura se poate răci dacă debitul este mic şi, pe lîngă însoţire, trebuie prevăzută şi recircularea păcurii.

Evitarea congelării păcurii la pornirea sau oprirea cuptorului cere precauţii şi măsuri speciale: pornirea însoţirii înaintea introducerii combustibilului în instalaţie şi oprirea ei abia după golire şi spălare, introducerea succesivă a combustibilului pe segmente de instalaţie şi recircularea lui ş.a.

Punctul de inflamabilitate şi aprinderea. Punctul de inflamabilitate, definit ca temperatura la care vaporii degajaţi deasupra combustibilului încălzit se aprind de la o sursă exterioară (în condiţii standardizate), fără ca arderea să se întreţină, este pentru păcurile STAS 51—70 minimum 90—100°C.

Punctul de inflamabilitate limitează, din punct de vedere al pericolului de incendiu, temperatura la care se poate face preîncălzirea în rezervoare fără presiune (deobicei minimum 10°C sub acest punct), dar nu dă informaţii directe asupra aprinderii combustibilului în focar. Comparîndu-l cu punctul de inflamabilitate (50—60°C) al combustibilului lichid uşor

STAS 54—70, se întrevăd dificultățile aprinderii păcurii.

Aprinderea combustibililor lichizi grei este într-adevăr dificilă și se rezolvă diferit în funcție de condițiile locale și cuptor; la cuptoarele cu blocul de arzător ușor accesibil — cu torță, dacă există gaze la dispoziție — cu o instalație de pornire cu gaze, în celelalte cazuri — cu combustibil lichid ușor sau motorină.

Introducerea combustibilului lichid de pornire în instalația de păcură se face înainte de oprirea cuptorului. Acesta mai servește la spălarea instalației și preîntîmpină congelarea combustibilului lichid greu în cuptorul oprit.

Oricare dintre soluțiile de aprindere urmărește să asigure încălzirea la o temperatură suficientă a blocului de arzător, astfel ca la introducerea păcurii în focar să se asigure în continuare desfășurarea arderii.

Cifra de cocs. Indicînd procentul de nevolatile dintr-un combustibil lichid, cifra de cocs este destul de ridicată la păcurile STAS 51—70 (8—14%).

Cocsul se poate depune în duze, pe pereți, șarjă, în conductele sau în încălzitoarele de păcură, peste tot unde păcura, încălzită la temperaturi de peste 200—250°C, nu are condițiile necesare pentru a arde. Cînd cocsarea este avansată și compromite arderea, poate fi necesară oprirea cuptorului.

Pentru a evita obturarea frecventă a arzătoarelor, de obicei se limitează temperatura de preîncălzire a aerului, dar cu toate acestea înlocuirea preventivă a pulverizatoarelor, cu pulverizatoare curățate în prealabil, nu poate fi evitată.

Pentru prevenirea cocsării instalației de păcură, se limitează temperatura aburului de însoțire și preîncălzire (de obicei la 200°C) și a elementelor electrice de încălzire (de obicei la 250°C).

Concluzii și considerații economice. În vederea valorificării superioare a gazului natural, utilizarea păcurilor grele sulfuroase în cuptoarele de încălzire, acolo unde nu sînt disponibilități de combustibili gazoși secundari, este impusă de necesitățile economiei naționale.

Folosirea acestui combustibil este posibilă și soluționarea tehnică a cuptoarelor este practic aceeași pentru oricare din păcurile STAS 51—70.

Instalațiile de depozitare, transport, preparare și dozare, precum și măsurile de prevenire a coroziunii scumpesc cuptoarele; la un cuptor cu propulsie cu încălzire bilaterală de 70 t/h creșterea valorii de investiție a fost de circa 32% față de încălzirea cu gaz natural.

Costurile energetice pentru încălzire sînt de circa 2,45 ori mai mari decît în cazul încălzirii cu gaz natural (la prețurile de catalog ale combustibililor, aburului și energiei electrice).

Existența sulfului în gazele de ardere impune construirea unor coșuri de dispersie pentru evitarea poluării aerului la sol.

Utilizarea păcurii grele sulfuroase duce la o ușoară creștere a pierderii de metal la încălzire, cu excepția oțelurilor austenitice Cr—Ni la care această pierdere devine prohibitivă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Heiligenstaedt, W. *Wärmetechnische Rechnungen für Industrieöfen.* Düsseldorf, Stahleisen MBH, 1966, p. 217.

[2] * * * În: Journal of Institute of Fuel, aug., 1969, p. 316—322.

[3] Lübeck, G. ș.a. *Heizölfeuerungen.* Leipzig, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1975, p. 77—89.

[4] Brandel, A. și Fontaine, P. În: Mitteilungen der VEG, nr. 2, apr., 1971, p. 147—151.

[5] * * * *Saacke Handbuch.* Bremen, ed. 3, 1976.

[6] Brunklaus, J. Henri *Cuptoare industriale.* București, Ed. tehnică, 1977, p. 47—122.

[7] De Lachaux, P. *Chaleur et industrie.* Paris, mart., 1960, p. 63—72.

[8] Lincevski, V.P. *Cuptoare de încălzire.* București, Ed. tehnică, 1952.

Determinarea rapidă semicantitativă a cobaltului în oțeluri cu ajutorul stiloscopului

Prof. dr. Ath. Truția — Universitatea din București,
fiz. Gh. Vlaicu — C.O.S. — Tîrgoviște
A. Truția — Universitatea din București

CZ: 543.42

Intensitatea unei linii spectrale. Analiza spectrochimică prin emisie, calitativă, semicantitativă și cantitativă, se bazează pe proprietatea materiei de a emite, în anumite condiții, radiații monocromatice, numite linii spectrale.

Poziția acestora în spectru stă la baza analizei calitative, în timp ce intensitatea lor permite efectuarea dozărilor. Pentru a servi bine acestor scopuri liniile spectrale trebuie să îndeplinească mai întîi două condiții generale: să fie cît mai *intense*, spre a permite detectarea urmelor (elementelor în concentrații foarte mici) și să fie cît mai *constante* în timp, ca intensitate, ceea ce asigură dozări de înaltă precizie. Prima cerință se realizează cel mai bine într-un arc electric în curent continuu (mai ales) dar și în curent alternativ. Cea de-a doua este satisfăcută prin folosirea descărcării în scînteie, care nu satisface însă în general cerințele pentru o analiză calitativă eficientă decît la elementele prezente în concentrații mari în probe. Într-adevăr, din cauza timpului foarte scurt al vieții plasmei ($\sim 10^{-5}$s în regim de scînteie și $\sim 10^{-3}$ s și în regim de arc slab, cu $\sim 10^{-2}$ s pauză) și pauzele comparativ foarte lungi, nu se pot realiza presiuni parțiale P_M importante ale vaporilor elementelor mostrei, cînd acestea se găsesc în concentrații mici în probe, cu toată puterea mare de excitare a scînteii, exprimată prin funcția de distribuție a lui Bolzmann.

Aceste lucruri se pot vedea în expresia analitică a intensității unei linii spectrale I, excitate într-o sursă termică la echilibru termodinamic și temperatură absolută, T.

$$I = Ah\nu \frac{P_M}{KT} \frac{g_i e^{-\frac{E_i}{KT}}}{\sum_j g_j e^{-\frac{E_j}{KT}}} \qquad (1)$$

unde A este probabilitatea de tranziție spontană între două stări permise ale atomilor emițători: h — energia coantei emise; K — constanta lui Bolzmann; g_i și g_j — ponderile statistice proprii nivelului inițial, respectiv nivelului curent oarecare; E_i și E_j — energiile stărilor atomice corespunzătoare. Pentru o sursă spectrală dată, suma de la numitorul expresiei (1) este o cantitate constantă, ea referindu-se la toate stările semnificativ ocupate în condițiile date(nu la toate nivelurile permise), adică la cele care au o populație de cel puțin 0,1% din numărul total de atomi din acea specie.

Nevoia de a determina urme nu este însă singurul motiv pentru care preocupă în amănunt intensitatea unei linii spectrale. Variația condițiilor sursei (ca trecerea treptată de la un regim de arc la regim de scînteie) are efecte diferite (apreciabil diferite) asupra diverselor tipuri de atomi, asupra diverselor concentrații ale aceluiași element chimic și, chiar mai mult, asupra diverselor linii la același element și concentrație dată. Acest fenomen este legat de proprietățile intime ale atomilor. Presupunînd proba evaporată, sub formă de atomi independenți, gazoși, excitarea unui atom este dictată de valoarea intrisecă a energiei stării excitate, implicate în emisia liniei de analiză urmărite a acestuia, de ponderea statistică a acelui nivel și de singurul factor extern important: temperatura sursei spectrale. Aceeași sursă poate ioniza însă atomul urmărit, fenomen echivalent cu dispariția lui totală din izvor cîtă vreme se urmărește intensificarea unei linii aparținînd unui atom neutru. Experimental se constată că un atom oarecare poate exista în sursă și ca atom neutru, cînd emite linii spectrale corespunzătoare, și ca ion, generînd un spectru total diferit. În timp atomul considerat va exista sub o formă sau alta perioade mai lungi sau mai scurte după energia sa de ionizare și temperatura sursei.

Aceasta înseamnă că pentru un colectiv mare al unei specii de atomi aparținînd unui element constituent al mostrei supuse analizei spectrae prin emisie va exista, staționar, o anumită presiune parțială datorită atomilor neutri ai acelei specii, cîtă vreme condițiile din izvor nu variază. Orice variație în sursă ca temperatură, concentrația relativă a elemenelor etc. modifică uneori drastic nu numai intensitatea globală a spectrului, ci chiar intensitățile relative ale liniilor unuia și aceluiași element chimic. Acest fenomen se explică în felul următor:

Procesul de ionizare a unei specii atomice se poate exprima prin relația reprezentînd legea acțiunii maselor:

$$\frac{P_{M^+} \cdot P_e}{P_M} = K \qquad (2)$$

unde P_M, P_{M^+}, P_e sînt presiunile parțiale în sursă ale atomilor neutri și ionilor speciei de atomi considerate, respectiv presiunea electronilor, iar K este constanta de echilibru, care se poate scrie în funcție de parametrii generali

sub forma :

$$K = T^{\frac{5}{2}} \frac{g_0'}{g_0} \cdot e^{-\frac{x}{T} - c} \qquad (3)$$

în care g_0 și g_0' sînt ponderile statistice ale nivelurilor fundamentale proprii atomului neutru, respectiv ionului său ; x este o mărime proporțională cu energia de ionizare a atomului neutru, iar c, o constantă.

Analiza spectrală semicantitativă care se face cu ajutorul stiloscopului se bazează pe comparația intensităților unei serii de cîte două *linii omoloage*, una a elementului de dozat, cealaltă a unui element martor, de obicei a elementului majoritar al mostrei.

Două linii spectrale oarecare nu au, de regulă, același mers al excitării, dat fiind potențialul lor aproape totdeauna diferit de excitare. În aceste condiții se petrece fenomenul schițat în figura 1. Creșterea temperaturii sursei, cel mai important parametru al ei, favorizează, în ceea ce privește intensitatea unei linii spectrale aparținînd unei specii de atomi neutri, două tendințe contradictorii : *o creștere*, datorită funcției Bolzmanniene de excitare și o *scădere*, cauzată de pierderea atomilor neutri prin ionizare, adică prin scăderea presiunii parțiale a atomilor neutri P_M. Această scădere este una și aceeași la toate liniile unui element, în timp ce fiecare linie spectrală are o curbă statistică specifică diferită de a celorlalte. La scăderea temperaturii sursei procesele se inversează, ele rămînînd tot timpul de sensuri contrare. Examinînd relația (1) și figura 1 se observă că intensitatea unei linii spectrale produsă de atomii neutri ai mostrei formează un maxim la o *temperatură optimă de excitare*. Altă linie a aceleiași specii atomice va avea în genere maximul propriu la altă temperatură (liniile punctate în fig. 1).

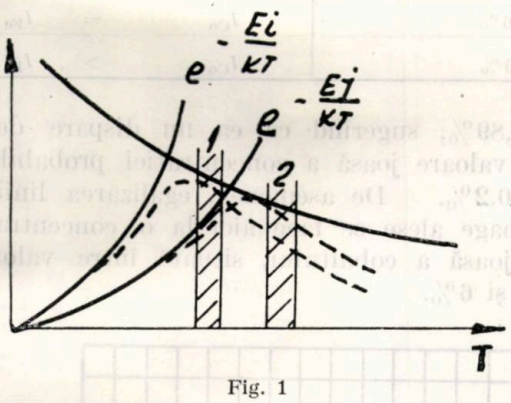


Fig. 1

Evident temperatura oricărei surse variază în timp, întîmplător, și această variație este foarte pronunțată în cazul arcului electric folosit ca sursă spectrală. Modificările aleatorii de intensitate globală, prima consecință, se văd ușor fără vreun instrument, cu ochiul liber.

Se presupune că temperatura reală T_s a arcului cu care se face analiza este situată între cele două maxime ale liniilor de analiză (mostră-martor) alese (regiunea hașurată *1*). Bineînțeles că în aceste condiții liniile alese nu se pot compara, adică nu pot forma o pereche de linii omoloage, deoarece la aceeași variație a temperaturii sursei una crește, alta scade în intensitate. Mai mult, arcul poate fi realizat cu inductanțe mai mari sau mai mici, ceea ce schimbă mult caracteristica sa și în special temperatura medie a plasmei sale. Prin urmare, dacă în condițiile reprezentate în figura 1, hașurarea *1*, s-ar utiliza cele două linii pentru analiză, nu s-ar putea stabili un raport al intensităților lor, ele fiind invers variabile, și nu s-ar putea reproduce ușor aceleași condiții, precizia analizei ar fi foarte scăzută. Dimpotrivă, s-ar putea avea o precizie ridicată în aprecierea raportului intensităților liniilor dacă temperatura izvorului față de graficele acelorași două linii, în figura 1, ar fi situată în domeniul hașurat *2*. În acest caz variațiile întîmplătoare rapide sau permanente ale temperaturii sursei duc la variații proporționale ale celor două linii spectrale și deci ele pot fi considerate *linii omoloage*. Raportul de intensitate al acestora păstrîndu-se în orice condiții normal întîlnite în sursă se pot stabili condiții de comparație și efectua analize semicantitative convenabile. Liniile omoloage trebuie să respecte această condiție.

Corelarea mostră-standard. Ochiul omenesc, cu care se efectuează compararea cînd se lucrează cu stiloscopul, nu este, cum se știe, un instrument de deviație ; el nu poate spune cu cît este mai intens un semnal luminos decît altul. Ochiul poate spune însă cînd două semnale sînt egale și cînd unul este mai intens decît altul. De aceea trebuie să se aleagă, cînd se poate, mai multe perechi de linii omoloage care să fie egale ca intensitate, fiecare la altă concentrație a elementului considerat în mostra de analizat. În felul acesta se pot stabili intervale de concentrație ale elementului căutat și, numai întîmplător, valori exacte ale acestei concentrații, dar aceste condiții sînt suficiente pentru o evaluare a mărimii concentrațiilor probelor supuse analizei.

Alegerea liniilor omoloage se face prin experiență, urmărind mai întîi suficienta lor intensitate la concentrații mici, izolarea lor în spectru față de liniile elementului majoritar în special și abia apoi comportarea lor la variația condițiilor din sursă.

În acord cu această schemă s-au ales pentru dozarea semicantitativă a cobaltului în fierul vechi liniile elementului de dozat (tab. 1).

Cercetînd experimental fiecare dintre liniile cobaltului, libere de alte linii și în contextul

Tabelul 1

Liniile spectrale ale cobaltului

λ (Å)	Intensitatea arc	Condiții
3 995,31	1 000 *R**	— Liberă
4 118,77	1 000 *R*	Mascată de Fe
4 121,32	1 000 *R*	Lantan aproape
4 530,96	1 000	Fe aproape
4 581,60	1 000	Mascată de Fe
4 813,48	1 000	— Liberă
4 867,88	800	— Liberă
4 988,04	500 *R*	Fe aproape
5 176,08	500 *R*	— Liberă
5 991,88	900 *R*	— Liberă
6 450,24	1 000	— Liberă

* *R* – linia de rezonanță

general al spectrelor date de oțeluri avînd concentrații diverse ale acestui element, s-a ajuns la concluzia că o singură linie dintre ele poate fi folosită în scopul urmărit :

$\lambda_{C_0} = 4\,867{,}88$ Å. Tot prin experiență s-a găsit că aceasta formează o pereche bună cu linia $\lambda_{Fe} = 4\,878{,}22$ Å a fierului.

Încercările au fost făcute pe probe dozate pentru cobalt, așa cum se arată în tabelul 2.

Tabelul 2

Concentrațiile în cobalt ale unor oțeluri

Nr. mostrei	Concentrația, %	Nr. mostrei	Concentrația, %
8 654–1	1,97	8 470	0,89
8 654–Fc	5,29	8 789	4,90
8 654–4	5,56	7 219	5,28
8 654–5	5,58	7 215	5,31
8 654–3	6,08	9 787	5,53
		9 532	8,22

Electrod de fier. Din aceste încercări rezultă următoarea scară de valori a concentrației cobaltului în oțeluri (fier vechi), după rapoartele relative de intensitate observate cu stilometrul C Λπ – 1 (tab. 3) în regim de arc.

Împrăștierea valorilor concentrațiilor cobaltului la care apare linia corespunzătoare în spectru depinde de conținutul mostrei în alte elemente și de istoria mostrei, fiind de cca.

Tabelul 3

Intensitatea relativă a liniilor omoloage. Electrod de Fe

Concentrația	$\lambda_{Co} = 4\,867{,}88$ Å	$\lambda_{Fe} = 4\,878{,}22$ Å
la 0,5 %	$I_{Co} = 0$	—
sub 8 %	I_{Co}	$< I_{Fe}$
la 8 %	I_{Co}	$\leqslant I_{Fe}$
peste 10 %	I_{Co}	$> I_{Fe}$

0,5%. Același lucru este valabil în domeniul concentrațiilor mari în ceea ce privește momentul egalării intensităților. Concentrațiile cobaltului în mostre la valori reale cuprinse între 0,5 și 8% se poate face cu destulă exactitate prin experiența operatorului, după intensitatea relativă a celor două linii.

Pentru o ușoară identificare a liniilor de analiză, în figura 2 se prezintă așezarea relativă a tuturor liniilor în spectru în regiunea interesantă.

Electrod de cupru. Schimbarea electrodului stiloscopului duce la modificări în raporturile intensităților celor două linii omoloage, așa cum se arată în tabelul 4.

Spectrul cobaltului este, în acest caz, intens, linia lui observîndu-se foarte bine și la proba

Tabelul 4

Intensitatea relativă a liniilor omoloage. Electrod de Cu

Concentrația	$\lambda_{Co} = 4\,867{,}88$ Å	$\lambda_{Fe} = 4\,878{,}22$ Å
sub 5 %	I_{Co}	$< I_{Fe}$
la 5–6 %	I_{Co}	$= I_{Fe}$
peste 6 %	I_{Co}	$> I_{Fe}$

de 0,89%, sugerînd că ea nu dispare decît la o valoare joasă a concentrației probabil la 0,1–0,2%. De asemenea, egalizarea liniilor omoloage alese se face aici la o concentrație mai joasă a cobaltului, situată între valorile de 5 și 6%.

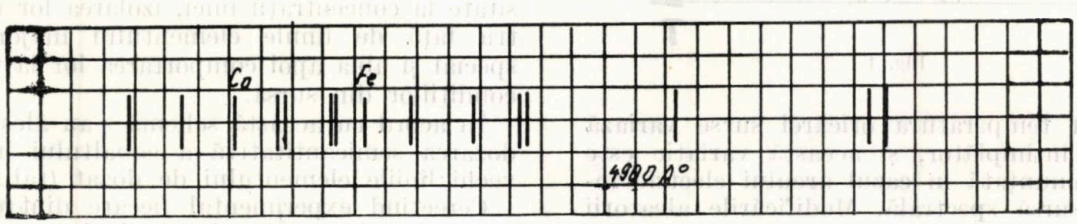


Fig. 2

Încercările descrise pînă aici au fost făcute pentru descărcarea în arc. Determinările în scînteie duc în mod evident la aceleași rezultate, spectrele corespunzătoare fiind însă mai puțin luminoase, cum este și normal.

În concluzie dozarea semicantitativă a cobaltului în fierul vechi se poate face rapid, cu ajutorul stiloscopului CΛπ — 1, fără nici o modificare, pe baza relațiilor între intensitățile I, ale liniilor spectrale găsite ale cobaltului $\lambda_{Co} = 4\,867{,}88$ Å și fierului $\lambda_{Fe} = 4\,878{,}22$ Å, înscrise în tabelul 5.

După cum se vede, egalizarea intensităților liniilor omoloage se face la circa 9% cobalt și fier pentru cazul utilizării electrodului de fier și la circa 5,5% dacă se folosește electrodul de cupru.

Alte valori ale concentrațiilor pot fi apreciate de către operator, luînd în considerare intensitatea relativă a celor două linii.

Tabelul 5

Relațiile de intensitate între liniile omoloage

Concentrația cobaltului	Electrod de fier		Electrod de cupru	
	arc	scînteie	arc	scînteie
sub 5%	$I_{Co} < I_{Fe}$	$I_{Co} < I_{Fe}$	$I_{Co} < I_{Fe}$	$I_{Co} < I_{Fe}$
5%	$I_{Co} < I_{Fe}$	$I_{Co} < I_{Fe}$	$I_{Co} \leqslant I_{Fe}$	$I_{Co} \leqslant I_{Fe}$
6%	$I_{Co} < I_{Fe}$	$I_{Co} < I_{Fe}$	$I_{Co} \geqslant I_{Fe}$	$I_{Co} \geqslant I_{Fe}$
8%	$I_{Co} \leqslant I_{Fe}$	$I_{Co} \leqslant I_{Fe}$	$I_{Co} > I_{Fe}$	$I_{Co} > I_{Fe}$
peste 10%	$I_{Co} > I_{Fe}$	$I_{Co} > I_{Fe}$	$I_{Co} > I_{Fe}$	$I_{Co} > I_{Fe}$

BIBLIOGRAFIE

[1] Zaidel, A.N., Prokofiev, V.K. și Raiski, S.M. *Tablifi Spektralnih linii.* Gostehizdat, 1952.

[2] Truția, Ath. *Introducere în spectroscopia experimentală.* București, Editura tehnică, 1966.

[3] Prokofiev, V. *Metode fotografice de analiză spectrală cantitativă a metalelor și aliajelor.* Leningrad, 1950.

Studii și cercetări cu privire la curgerea materialului în bavură, la matrițarea deschisă

Dr. ing. V. I. Popescu și ing. Gh. Chelu
Institutul politehnic — București

CZ: 621.979.07 : 339.44

La matrițarea deschisă sau cu bavură, principalul mijloc de reducere a consumului de metal îl constituie micșorarea volumului bavurii.

În funcție de configurația și dimensiunile piesei, inclusiv gradul de tehnicitate al uzinei, pierderile de metal în bavură oscilează în limite foarte largi, de la 10 la 300% [1].

Avînd în vedere cantitatea de piese matrițate, precum și faptul că în medie bavura reprezintă circa 20% din volumul pieselor matrițate, rezultă că prin reducerea volumului bavurii cu numai cîteva procente pot fi realizate importante economii de metal. Datorită acestui fapt, configurația și dimensiunile canalului de bavură au constituit subiectul a numeroase cercetări.

În tabelul 1 se arată cîteva din rezultatele cercetărilor cu privire la dimensionarea canalului de bavură.

Din formulele existente în literatura de specialitate pentru canalul de bavură, cel mai mult se folosește formula lui Rebelski și Briuhanov.

Principalul avantaj al acestei formule îl constituie ușurința efectuării calculelor. La aceasta contribuie și faptul că după stabilirea înălțimii h_1 a pragului de strangulare al canalului de bavură, restul dimensiunilor canalului de bavură sînt tabelate în funcție de valoarea acestei înălțimi și de modul de matrițare, cu refulare sau cu împingere.

Ca dezavantaj se remarcă faptul că formula lui Rebelski și Briuhanov nu ține seamă de configurația piesei și a semifabricatului inițial. De asemenea din valorile tabelate pentru restul dimensiunilor canalului de bavură, rezultă că raportul b_1/h_1 oscilează între 1,5 și 10,0 pentru matrițarea cu refulare și 2,5—13,3 pentru matrițarea cu împingere.

Cu privire la influența raportului b_1/h_1 asupra curgerii materialului în bavură, K. Vieregge,

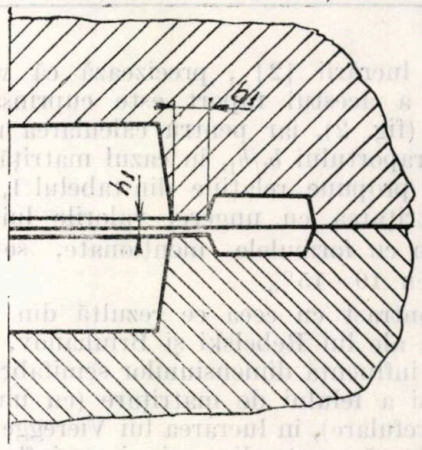


Fig. 1. Elementele dimensionale ale pragului de strangulare a bavurii la matrițarea deschisă

Tabelul 1

Relaţia	Autorul	Semnificaţii şi dimensiuni
$h_1 = 0{,}015\sqrt{A}$ $\frac{b_1}{h_1} = 1{,}5\ldots13{,}3$	Briuhanov şi Rebelski	h_1 — înălţimea pragului de strangulare, mm b_1 — lăţimea pragului de strangulare, mm (fig. 1) A — suprafaţa piesei în planul de separaţie, mm²
$h_1 = 0{,}016\ de$ $\frac{b_1}{h_1} = \frac{63}{\sqrt{de}}$	Voigtländer, O	de — diametrul în planul de separaţie pentru piesele rotunde sau diametrul echivalent pentru piesele alungite, mm
$h_1 = 0{,}017\ de + \frac{1}{\sqrt{de+5}}$ $\frac{b_1}{h_1} = \frac{30}{\sqrt[3]{de\left[1+\frac{2\ de^2}{h(2\gamma_h+de)}\right]}}$	Vieregge, K	h — înălţimea nervurii piesei matriţate, mm γ_h — distanţa pe orizontală de la axa piesei la axa nervurii, mm
$h_1 = 1{,}13 + 0{,}89\cdot\sqrt{m} - 0{,}017\cdot m - 1{,}09\cdot m$ $\frac{b_1}{h_1} = 3 + 1{,}25\ e^{-1{,}09\ m}$	Neuberger şi Möckel	m — masa piesei matriţate, kg e — 2,718 (baza logaritmilor naturali)
$h_1 = -0{,}09 + 2\cdot\sqrt[3]{m} - 0{,}01\cdot m$ $\frac{b_1}{h_1} = 0{,}02 + 0{,}0038\frac{D_0}{h_1}\ S + \frac{4{,}93}{m^{0{,}2}}$	Teterin şi Tarnovski	S — coeficientul de complexitate al piesei D_0 — diametrul semifabricatului, mm

autorul lucrării [2] , precizează că valoarea optimă a acestui raport este cuprinsă între 4 şi 6 (fig. 2), iar pentru calcularea mărimii h_1 şi a raportului b_1/h_1, în cazul matriţării fără ungere, propune relaţiile din tabelul 1, poz. *3*. La matriţarea cu ungere, valorile lui b_1, ce se obţin cu formulele menţionate, se majorează cu 10—15%.

În contrast cu ceea ce rezultă din valorile tabelate ale lui Rebelski şi Briuhanov, cu privire la influenţa dimensiunilor semifabricatului iniţial şi a felului de matriţare (cu împingere sau cu refulare), în lucrarea lui Vieregge se face afirmaţia că aceste dimensiuni nu influenţează parametrii de matriţare.

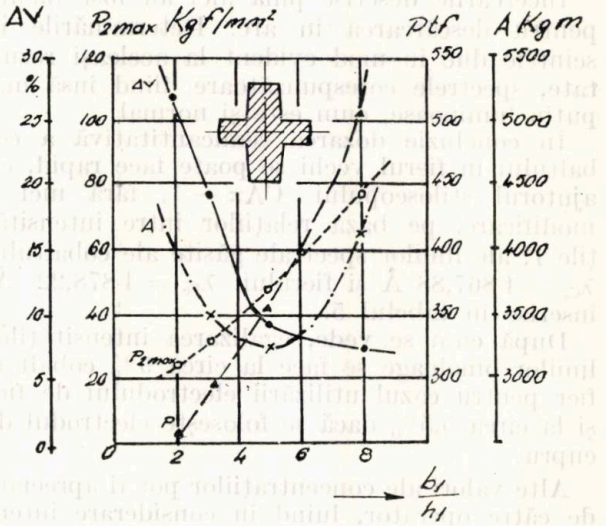


Fig. 2. Variaţia forţei de matriţare, lucrului mecanic, rezistenţei la deformare şi surplusului de material, funcţie de raportul b_1/h_1 la matriţarea cu bavură [1]

Analizînd însă comparativ matriţarea aceleiaşi piese prin refulare sau prin împingere, în cazul matriţării prin refulare materialul ajunge în bavură abia în ultimul stadiu al deformării plastice, adică după ce s-a umplut cavitatea matriţei.

Spre deosebire de aceasta, la matriţarea cu împingere materialul trece în bavură chiar de la începutul deformării plastice, urmînd ca matriţa să se umple cu cantitatea de material rămasă în interiorul cavităţii. Spre sfîrşitul matriţării, eventualul surplus de material trece în bavură în aceleaşi condiţii ca şi la matriţarea cu refulare.

Rezultă deci că atît modul de trecere, cît şi volumul de material care trece în bavură sînt condiţionate de raportul dintre înălţime şi diametrul semifabricatului iniţial.

Pentru a stabili influenţa raportului dintre înălţimea şi diametrul semifabricatului iniţial, adică a raportului H/D, la matriţarea frontală şi a felului de matriţare asupra parametrilor de matriţare, în lucrarea de faţă s-au făcut încercări experimentale pe o matriţă de forma şi dimensiunile indicate în figura 3 şi cu semifabricate din plumb şi de dimensiuni diferite.

Încercările s-au efectuat la un ciocan cu cădere liberă, la care s-au determinat lucrul mecanic consumat la matriţare şi volumul de metal necesar umplerii complete a locaşului de matriţare. Dimensiunile semifabricatului iniţial au variat în limitele 25,5—57 mm pentru înălţime şi 42,6—28,5 mm pentru diametru.

S-a constatat că pentru raporturile $H/D > 1{,}5$ semifabricatele nu pot fi matriţate din cauza flambării în timpul deformării plastice.

Menţinînd constant raportul dintre dimensiunile pragului de strangulare a bavurii şi variind raportul dintre înălţimea şi diametrul

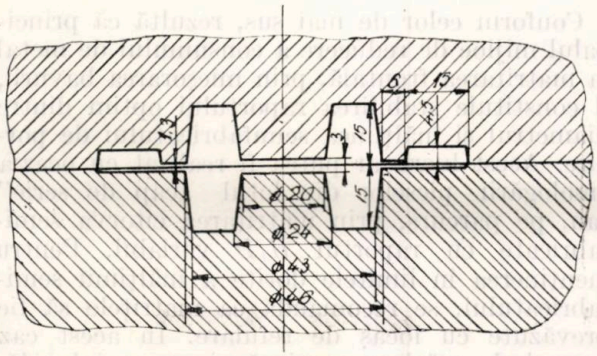


Fig. 3. Forma și principalele dimensiuni ale matriței folosite la experimentări

semifabricatului inițial (H/D), s-a determinat volumul minim al semifabricatului necesar umplerii complete a matriței.

În figura 4, *a* se arată dependența dintre lucrul mecanic L și surplusul de material ΔV al semifabricatului pentru semifabricate cu raportul $H/D = 0{,}6$ și matrița cu $b_1/h_1 = 4{,}6$. De remarcat că surplusul de material ΔV s-a raportat la volumul piesei matrițate și debavurate.

Din figura 4,*a* se observă că, pe măsura creșterii volumului semifabricatului față de volumul piesei, lucrul mecanic crește liniar. În acest caz, pentru umplerea matriței și obținerea piesei la cotele nominale, plusul de material ΔV care trebuie să treacă în bavură trebuie să fie de cel puțin 7%. Pentru aprecierea gradului de umplere a locașului de matrițare s-a ținut seamă de înălțimea piesei după matrițare, precum și de aspectul racordărilor.

Majorînd raportul H/D de la 0,6 la 0,8 și menținînd constant raportul $b_1/h_1 = 4{,}6$, plusul de material ΔV necesar umplerii matriței s-a redus de la 7 la 4% (fig. 4, *b*).

În mod asemănător experiențele au fost continuate și pentru raporturile H/D cuprinse între 1,0 și 1,5. La $H/D > 1{,}5$, stabilitatea semifabricatului în semimatrița inferioară s-a redus simțitor.

Rezultatele obținute la matrițarea cu $b_1/h_1 = 4{,}6$ și H/D cuprins între 0,6 și 1,5 sînt prezentate în figura 5.

Din figura 5 se observă că volumul de metal necesar formării bavurii este foarte mult influențat de raportul dintre diametrul și înălțimea semifabricatului inițial, reducîndu-se de la 7 la 2% în intervalul $H/D = 0{,}6-1{,}0$ și crescînd de la 2 la 5% în intervalul $H/D = 1{,}0-1{,}5$.

În mod asemănător variază și lucrul mecanic funcție de raportul H/D.

Valorile optime ale raportului H/D atît pentru consumul de metal în bavură, cît și pentru lucrul mecanic necesar deformării plastice, așa cum rezultă din figura 5, sînt cuprinse între 0,8 și 1,2.

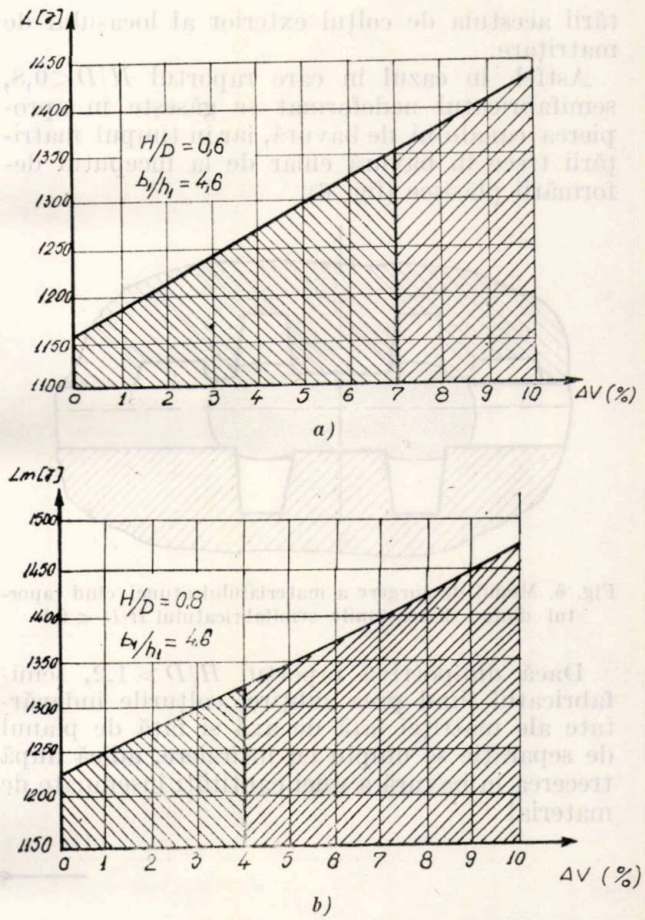


Fig. 4. Dependența dintre lucrul mecanic consumat la matrițare L și surplusul de material ΔV al semifabricatului pentru:
a — $H/D = 0{,}6$ și $b_1/h_1 = 4{,}6$;
b — $H/D = 0{,}8$ și $b_1/h_1 = 4{,}6$

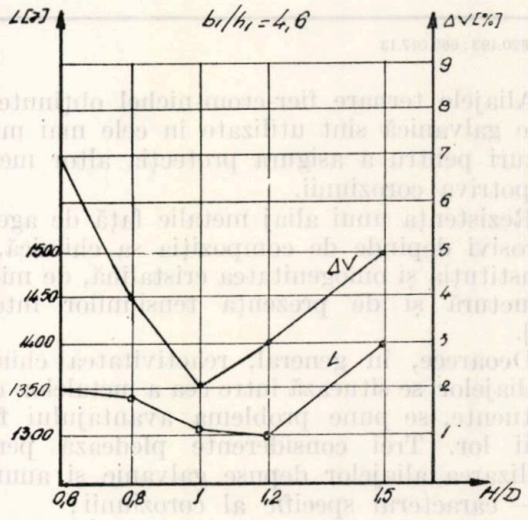


Fig. 5. Variația lucrului mecanic și a plusului de material în funcție de raportul H/D pentru b_1/h_1 al matriței constant

Creșterea consumului de metal în cazurile în care raportul H/D se găsește în afara domeniului 0,8—1,2 se datorează apropierii semifabricatului de canalul de bavură sau al depăr-

tării acestuia de colțul exterior al locașului de matrițare.

Astfel, în cazul în care raportul $H/D<0,8$, semifabricatul nedeformat se găsește în apropierea canalului de bavură, iar în timpul matrițării trece în bavură chiar de la începutul deformării plastice (fig. 6).

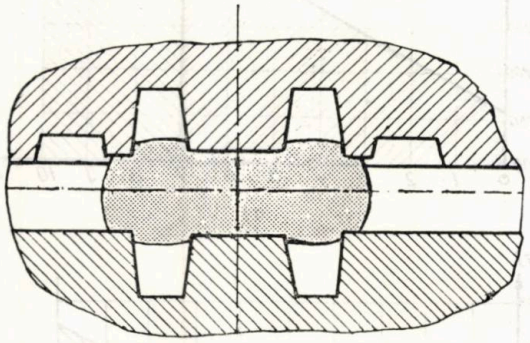


Fig. 6. Modul de curgere a materialului atunci cînd raportul dintre dimensiunile semifabricatului $H/D < 0,8$

Dacă dimpotrivă raportul $H/D > 1,2$, semifabricatul fiind prea subțire, colțurile îndepărtate ale matriței față de axă și față de planul de separație se umplu cu întîrziere, adică după trecerea în bavură a unei cantități însemnate de material.

Conform celor de mai sus, rezultă că principalul mijloc de reducere a consumului de metal la matrițarea frontală, prin micșorarea bavurii, îl constituie stabilirea raportului optim dintre diametrul și înălțimea semifabricatului de pornire. Acest lucru ar putea fi realizat cu ocazia omologării pieselor din lotul „cap de serie" sau, pe parcurs, prin matrițarea cîtorva semifabricate cu raportul H/D variabil. Pentru menținerea în limitele dorite a înălțimii semifabricatului, se recomandă ca matrițele să fie prevăzute cu locaș de refulare. În acest caz locașul de refulare prezintă și avantajul înlăturării țunderului înainte de matrițare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Lange, Kurt *Gesenkschmieden von Stahl.* Berlin, ed. Springer, 1958.

[2] Vieregge, K. În: Industrie-Anzeiger 92, p. 1119—1121.

[3] Briuhanov, A.N. ș.a. *Gariaciaia ștampovka.* Moscova, Mașghiz, 1952.

[4] Teterin, T. În: Kuznecino-ștampovocinoe proizvodstvo, nr. 7, 1966.

[5] Neuberger, F. și Rötz, L. În: Fertigungstechnik und Betrieb, nr. 8, 1961, p. 492—495.

[6] Voigtländer, O. În: Werkstattstechnik 49, 1959, p. 775—776.

Rezistența la coroziune a aliajelor fier-crom-nichel depuse galvanic

Ing. Maria Constantinescu și ing. Olga Iulian
Institutul politehnic — București

CZ: 620.193 : 669.017.13

Aliajele ternare fier-crom-nichel obținute pe cale galvanică sînt utilizate în cele mai multe cazuri pentru a asigura protecția altor metale împotriva coroziunii.

Rezistența unui aliaj metalic față de agenții corosivi depinde de compoziția sa chimică, de constituția și omogenitatea cristalină, de microstructură și de prezența tensiunilor interne [1].

Deoarece, în general, reactivitatea chimică a aliajelor se situează între cea a metalelor constituente, se pune problema avantajului folosirii lor. Trei considerente pledează pentru utilizarea aliajelor depuse galvanic și anume:

— caracterul specific al coroziunii;

— posibilitatea obținerii aliajelor cu o comportare bună la coroziune, aliaje constituite din metale ce nu se pot depune singure din soluții apoase ale sărurilor lor;

— considerente de ordin economic.

Primul factor este cel mai important, deoarece el determină condițiile în care o anumită compoziție a unui aliaj poate conferi o protecție, într-un mediu corosiv dat, mai bună decît aceea a metalului pur. Un exemplu elocvent îl conferă aliajul crom-fier. Depunerile electrolitice de crom sînt puternic tensionate, cu fisuri prin care mediul agresiv pătrunde ușor, pe cînd o depunere de crom cu 1—10% fier se comportă cu mult mai bine.

Al doilea factor se referă la elemente ca wolframul, molibdenul, fosforul, care sînt rezistente la atacul acizilor și al altor agenți chimici și care conferă rezistență la coroziune aliajelor lor. Astfel, aliajele cobalt-wolfram au o comportare mult mai bună decît depunerile metalelor singulare, iar acoperirile nichel-fosfor cu grosimea de 12 μm sînt echivalente, prin rezistența la coroziune, cu depunerile de nichel de două ori mai groase [2], [3].

Considerente de ordin economic pledează de asemenea pentru alierea metalelor deficitare și obținerea unor aliaje suficient de rezistente la agenții corosivi, dar mult mai economice.

Depunerile ternare fier-crom-nichel fac parte din grupa aliajelor care posedă o rezistență bună în medii apoase agresive, permițînd înlocuirea pieselor masive din materiale scumpe și deficitare cu piese din oțel obișnuit, acoperit galvanic cu un strat de aliaj, de grosime pînă la 20 μm.

Cercetările experimentale efectuate [4]—[6] arată posibilitatea obținerii unor aliaje ternare fier-crom-nichel, cu compoziții variate. În prezenta lucrare sînt expuse rezultatele obținute prin încercările de rezistență la coroziune a aliajelor ternare fier-crom-nichel, în soluții de acid sulfuric, acid clorhidric și clorură de sodiu.

Metodele de lucru și aparatura. Pentru acest studiu au fost alese acele depuneri, care au dovedit calități optime în ceea ce privește aderența, porozitatea și tensiunile interne. Straturile de aliaje au fost depuse pe plăcuțe de cupru de dimensiunile 30 ×20 ×0,2 mm și au avut grosimea de 12—15 μm. La electrodepunere s-au utilizat densități de curent mici și medii, optime pentru un aspect corespunzător, pentru tensiuni interne minime și recomandate pentru obținerea acoperirilor cu un număr minim de pori.

Condițiile de obținere a aliajelor și compoziția lor sînt date în tabelul 1. Electrolitul utilizat are următoarea compoziție: sulfat de crom și amoniu cu 12 H_2O—350 g/l; sulfat de nichel cu 7 H_2O—50 g/l; sulfat feros cu 7 H_2O—30 g/l; acid boric—30 g/l; complexon tetrasodic—250 g/l; sulfat de aluminiu cu 18 H_2O—30 g/l; glicocol 5—g/l.

Tabelul 1

Compoziția aliajelor fier-crom-nichel încercate la coroziune și condițiile lor de obținere

Nr. aliajului	Densitatea de curent, A/dm²	Temperatura electrolitului, °C	*pH*-ul soluției	Compoziția aliajului, %		
				Fe	Cr	Ni
1	40	25	2,3	40,0	58,0	2,0
2	10	25	2,0	54,0	44,0	2,0
3	20	25	2,0	30,0	68,5	1,5
4	20	40	2,0	55,0	44,0	1,0
5	30	40	2,0	30,0	67,3	2,7

Încercările de rezistență la coroziune au constat în expunerea aliajelor, obținute pe cale galvanică, în mediul corosiv, o durată de timp cuprinsă între 24 și 100 h, la temperatura de 25°C. În calitate de medii agresive au fost utilizate soluții 0,1 N și 1 N acid sulfuric, soluții 0,1 N acid clorhidric și o soluție de 3% clorură de sodiu. Mediile de atac au fost preparate din reactivi chimic puri și apă distilată. În timpul prezenței probelor în mediul agresiv s-a asigurat menținerea constantă a volumului soluției și a concentrației acesteia.

Rezultatele experimentale. În prima parte a lucrării s-a urmărit obținerea de depuneri protectoare, lipsite de pori. Pentru aceasta s-a studiat influența grosimii depunerii asupra porozității. Datele obținute sînt prezentate în figura 1. Din analiza lor se observă că porozitatea scade cu creșterea grosimii depunerilor. La grosimi peste 10 μm se obțin depuneri practic neporoase; deci s-a ales acest domeniu de grosime pentru depunerile de aliaje de fier-crom-nichel.

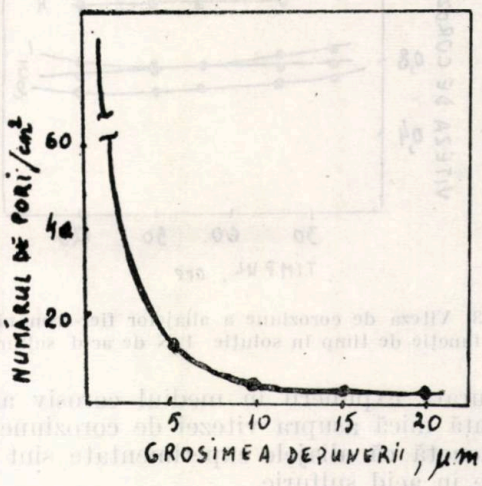


Fig. 1. Variația porozității depunerilor galvanice de aliaje ternare fier-crom-nichel, cu grosimea acoperirii

Comportarea aliajelor, în ceea ce privește rezistența la medii agresive, se situează între cea a elementelor componente. Aliajul este mai puțin reactiv decît componentul cel mai electronegativ și mai reactiv decît componentul cel mai electropozitiv. Această proprietate depinde de compoziția chimică a aliajului.

În figurile 2 și 3 este prezentată variația în timp a rezistenței la coroziune a celor cinci tipuri de aliaje în soluții de acid sulfuric. Se observă că în ambele cazuri aliajele cu conținut mai mare de elemente de aliere (*2*, *3*, *1*) sînt mai rezistente. Creșterea concentrației

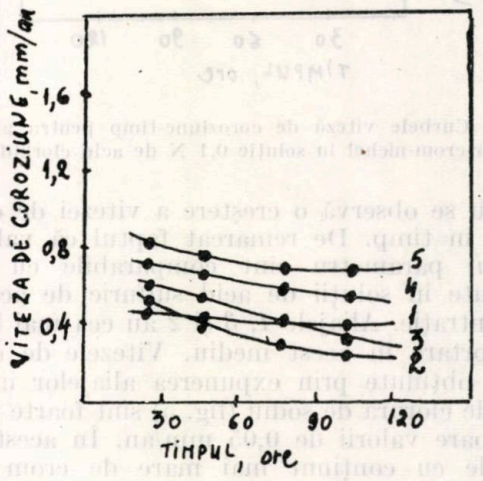


Fig. 2. Variația vitezei de coroziune în timp a aliajelor fier-crom-nichel în soluții de acid sulfuric 0,1 N

acidului duce la mărirea pierderilor de aliaj, viteza fiind cu 1/4 pînă la 1/2 mai mare decît valoarea obținută în soluția diluată.

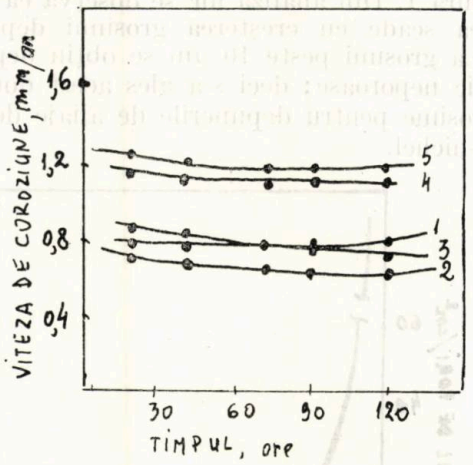


Fig. 3. Viteza de coroziune a aliajelor fier-crom-nichel în funcție de timp în soluție 1 N de acid sulfuric

Durata expunerii în mediul corosiv are influență mică asupra vitezei de coroziune, ceea ce denotă că aliajele experimentate sînt rezistente în acid sulfuric.

În figura 4 sînt prezentate curbele viteză de coroziune-timp pentru aceleași aliaje în soluții 0,1 N de acid clorhidric. Nici în acest

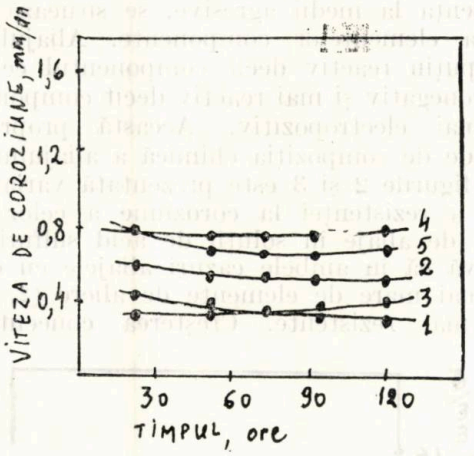


Fig. 4. Curbele viteză de coroziune-timp pentru aliajele fier-crom-nichel în soluție 0,1 N de acid clorhidric

caz nu se observă o creștere a vitezei de coroziune în timp. De remarcat faptul că valorile acestui parametru sînt comparabile cu cele obținute în soluții de acid sulfuric de aceeași concentrație. Aliajele *1*, *3* și *2* au cea mai bună comportare în acest mediu. Vitezele de coroziune obținute prin expunerea aliajelor în soluții de clorură de sodiu (fig. 5) sînt foarte mici, inferioare valorii de 0,05 mm/an. În acest caz aliajele cu conținut mai mare de crom sînt mai rezistente. Se observă că diferențele între valorile vitezelor de coroziune pentru diferite

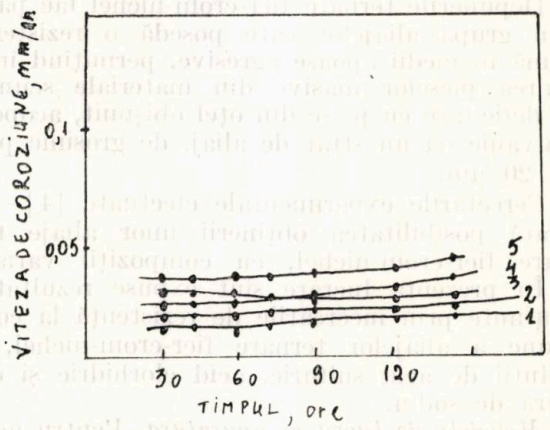


Fig. 5. Variația vitezei de coroziune în timp a aliajelor fier-crom-nichel în soluție 3% clorură de sodiu

compoziții de aliaje în soluție de clorură de sodiu sînt mai mici.

Un rol important în ceea ce privește rezistența la coroziune le revine microstructurii și omogenității cristaline, care pot fi ameliorate prin tratamente termice. Se presupune că în acest caz au loc schimbări de structuri cristaline.

Vitezele de coroziune ale aliajelor studiate, obținute pe cale galvanică, sînt comparabile cu valorile vitezelor de coroziune ale aliajelor obținute prin procedeul metalurgic.

Concluzii

Rezistența la coroziune a aliajelor galvanice fier-crom-nichel cu compoziția cuprinsă în limitele 30—55% fier, 44—67% crom și 1—3% nichel, obținute dintr-o baie pe bază de sulfați, cu adaos de complexon tetrasodic prezintă o rezistență la coroziune în mediu de acid sulfuric, acid clorhidric și clorură de sodiu, comparabilă cu cea a aliajelor obținute pe cale termică.

Viteza de coroziune a aliajelor crește cu scăderea procentului de crom în aliaj. Toate aliajele testate au o bună comportare în timp, în mediile menționate, valorile vitezei de coroziune prezentînd variații nesemnificative.

Rezultatele prezentate atestă faptul că straturile de aliaje ternare fier-crom-nichel depuse pe cale galvanică pot servi la protecția anticorosivă a metalelor și aliajelor mai puțin rezistente în mediile agresive discutate.

BIBLIOGRAFIE

[1] Uhlig, R. E. *An Introduction Metall Corrosion.* Londra, Ed. Arnold Publ., 1963.

[2] Brenner, A. *Electrodeposition of Alloys.* New York, Academic Press, 1963.

[3] Constantinescu, Maria În: Metalurgia, 1978, p. 38.

[4] Constantinescu, Maria și Iulian, Olga În: Metalurgia, nr. 5, 1979, p. 242—247.

[5] Iulian, Olga și Constantinescu, Maria În: Metalurgia, nr. 6, 1979, p. 303.

Sistem de ventilaţie la capătul de şarjare a benzii de aglomerare a concentratelor plumbo-zincoase

Dr. ing. Lucia Tocaci şi dr. ing. P. Moldovan
Institutul politehnic — Bucureşti

CZ: 697.9.4 : 622.785

Procesele tehnologice de obţinere a aglomeratelor plumbo-zincoase sînt deosebit de complexe, incluzînd o serie de operaţii ca: transportul minereurilor, concentratelor şi materialelor auxiliare, omogenizarea componenţilor şarjei, concasarea şi clasarea aglomeratului, prăjirea aglomerantă, desprăfuirea gazelor, recuperarea căldurii etc.

O deosebită atenţie se acordă în prezent unor procese considerate mult timp ca auxiliare, dintre care se remarcă problema poluării mediului. Reducerea poluării mediului în uzinele de aglomerare a minereurilor sulfuroase plumbo-zincoase este deosebit de dificilă. În procesele de prăjire, aglomerare, pregătire şi transport al şarjei şi aglomeratului se degajă gaze nocive (SO_2, CO) şi prafuri cu conţinut de plumb, arsen, oxizi de plumb, zinc etc. În procesul termic de prăjire aglomerantă se degajă de asemenea o importantă cantitate de căldură.

Din aceste motive este necesar un complex de măsuri cum sînt: etanşarea instalaţiei de aglomerare pe zone, instalarea unor sisteme de desprăfuire, ventilare naturală şi artificială, măsuri care să asigure reducerea gradului de poluare.

Se prezintă în continuare soluţii practice eficiente de etanşare şi ventilare a capătului de acţionare a benzii de aglomerare şi a zonei de aprindere a şarjei.

Ventilarea în zona capului de acţionare a maşinii de aglomerare. În această zonă se degajă o importantă cantitate de praf rezultat în urma operaţiei de curăţare mecanică a cărucioarelor maşinii de aglomerare. Pentru evitarea degajării prafului în atmosfera halei de aglomerare se va prevedea o carcasă etanşă pînă la buncărul de alimentare a stratului de aprindere. Carcasa se poate racorda la partea de aspiraţie a ventilatorului de aer primar al maşinii de aglomerare.

Pentru a se asigura aspirarea unei cantităţi cît mai reduse de praf din această zonă, se recomandă o bună etanşare a carcasei la maşina de aglomerare şi amplasarea gurii de aspiraţie la o înălţime de cel puţin 1,2—1,5 m de suprafaţa maşinii de aglomerare. Se recomandă de asemenea ca viteza aerului în gura de aspiraţie să fie de 0,2—0,4 m/s.

Pentru realizarea accesului la cărucioarele maşinii de aglomerare, mecanismul de curăţare a cărucioarelor şi dispozitivul de nivelare a şarjei vor fi prevăzute cu uşi, platformă de acces şi scară de acces.

Desprăfuirea aerului aspirat din această zonă poate fi realizată cu un desprăfuitor primar înseriat cu filtre electrice (fig. 1). Desprăfuirea primară poate fi realizată în variantă uscată sau umedă (fig. 2).

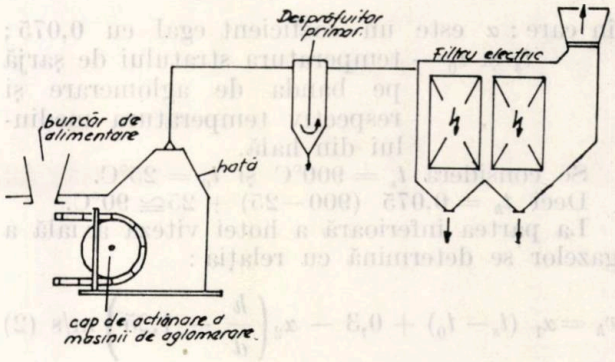


Fig. 1. Desprăfuirea aerului aspirat în zona capului de acţionare a maşinii de aglomerare:
1 — buncăr de alimentare; *2* — capul de acţionare a benzii de aglomerare; *3* — hotă; *4* — desprăfuitor primar; *5* — filtru electric

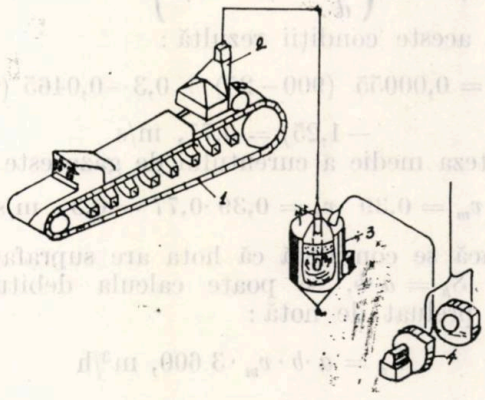


Fig. 2. Desprăfuirea primară în variantă umedă:
1 — bandă de aglomerare; *2* — hotă; *3* — scruber; *4* — ventilator centrifugal

Aerul aspirat din zona capătului de acţionare a maşinii de aglomerare poate fi desprăfuit în filtre cu ulei, la randamente de purificare de 70% pentru particule cu dimensiunea medie de ~1 μm şi 90% pentru particule cu dimensiunea medie de ~5 μm.

Ventilarea în zona cuptorului de aprindere a şarjei. Pentru reducerea emisiilor de gaze şi praf în zona cuptorului de aprindere a şarjei şi pentru reducerea degajării de căldură în

hala de aglomerare se recomandă carcasarea părților laterale ale celor două buncăre de alimentare a șarjei. Se recomandă, de asemenea, instalarea unei hote rabatabile deasupra golului de montaj din platforma buncărelor de alimentare, care poate fi racordată la gura de aspirație a ventilatorului de aer primar.

Calculul volumului de gaze aspirate. Pentru calculul volumului de gaze aspirate prin hotă, se consideră din date practice că secțiunea minimă a curentului de gaze se află la înălțimea de 1,25 m de suprafața șarjei de pe banda de aglomerare.

Temperatura axială la partea inferioară a hotei este :

$$t_h = \alpha(t_s - t_0) + t_0, \ ^\circ C \qquad (1)$$

în care : α este un coeficient egal cu 0,075 ;
t_s și t_0 — temperatura stratului de șarjă pe banda de aglomerare și respectiv temperatura mediului din hală.

Se consideră $t_s = 900^\circ C$ și $t_0 = 25^\circ C$.

Deci $t_h = 0{,}075 \ (900-25) + 25 \cong 90^\circ C$.

La partea inferioară a hotei viteza axială a gazelor se determină cu relația :

$$v_h = \alpha_1 \ (t_s - t_0) + 0{,}3 - \alpha_2 \left(\frac{h}{d} - 1{,}25\right) \text{ m/s} \qquad (2)$$

în care : α_1 și α_2 sînt constante ;

$\frac{h}{d}$ — raportul dintre înălțimea stratului de șarjă și hotă $\left(\frac{h}{d} \simeq 1{,}5 - 1{,}6\right)$.

În aceste condiții rezultă :

$$v_h = 0{,}00055 \ (900-25) + 0{,}3 - 0{,}0465 \ (1{,}6 - 1{,}25) = 0{,}77, \text{ m/s}$$

Viteza medie a curentului de gaze este :

$$v_m = 0{,}39 \ v_h = 0{,}39 \cdot 0{,}77 = 0{,}3, \text{ m/s}$$

Dacă se consideră că hota are suprafața liberă $S_h = a \cdot b$, se poate calcula debitul de gaze preluat de hotă :

$$V_g = a \cdot b \cdot v_m \cdot 3\,600, \ m^3/h \qquad (3)$$

Dacă hota are $S_h = 2{,}5 \cdot 3{,}4 = 8{,}5, \ m^2$ rezultă :

$$V_g = 2{,}5 \cdot 3{,}4 \cdot 0{,}3 \cdot 3\,600 = 9\,180, \ m^3/h$$

Ventilarea halei de aglomerare. Realizarea unui microclimat corespunzător normelor de tehnica securității muncii presupune în afară de micșorarea conținutului de noxe (în special SO_2) și praf în aerul din hală pînă la limitele prevăzute în normele legale și o ventilare corespunzătoare a halei de aglomerare care să elimine excesul de căldură în zonele calde ale mașinii de aglomerare.

Temperatura medie a aerului (gazelor) din zonele calde se poate determina cu ajutorul relației :

$$Q = L \cdot \rho_a \cdot c_p \cdot t_a, \ kJ/h \qquad (4)$$

în care : Q este cantitatea de căldură a aerului ;
L — debitul de aer schimbat, m^3/h ;
ρ_a — densitatea aerului, kg/m^3 ;
c_p — căldura specifică a gazului, kJ/kg, gr ;
t_a — temperatura medie a aerului din zona de lucru a benzii de aglomerare, °C.

Din relația de mai sus rezultă :

$$t_a = \frac{Q}{L \cdot c_p \cdot \rho_a} \qquad (5)$$

Ventilarea halei de aglomerare se poate realiza natural sau cu ajutorul ventilatoarelor.

Pentru îmbunătățirea microclimatului în hală, la unele uzine metalurgice se utilizează „dușuri" de aer care se insuflă perpendicular pe axul mașinii de aglomerare din două părți, concomitent în special în zona cuptorului de aprindere a șarjei.

Cantitatea de aer necesară pentru ventilare se determină cu ajutorul relației :

$$G = \frac{G_{gn}}{x_f - x_0}, \ kg/h \qquad (6)$$

în care : G_{gn} este cantitatea de gaze nocive (cu conținut de SO_2), kg/h ;
x_f și x_0 — concentrația gazelor nocive în aerul care părăsește hala (concentrația finală) și respectiv în aerul care intră în hală (concentrația inițială), kg/kg.

De obicei, concentrația x_f se poate lua în calcul mai mare decît cea prevăzută de normativele în vigoare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Oprea, Fl., Oprea, S. și Olaru, Fl. *Metalurgia plumbului, cuprului, zincului.* București, Editura tehnică, 1965.

[2] Gherțeva, M.I. ș.a. În : Țvetnie metalli, nr. 2, 1972, p. 22—26.

[3] * * * *Metode moderne de desprăfuire a gazelor industriale.* București, I.D.T., 1964.

[4] Cetkov, V.A. și Engeli, L.K. *Ventilația secțiilor din metalurgia neferoasă.* Moscova, Izd. Metallurghiia, 1968.

[5] Butakov, S.E. *Bazele ventilației secțiilor calde.* Moscova, Metallurghizdat, 1962.

Ing. T. Sora, ing. Șt. Rigoreanu și subing. I. Jivan
Întreprinderea de construcții de mașini
Reșița

Experimentări privind postmodificarea în formă în cazul fontei cu grafit nodular cu structură feritică obținută direct din turnare

CZ: 669.131.622

Obținerea unei fonte cu grafit nudular cu structură feritică realizată direct din turnare constituie un deziderat spre care tinde orice producător de fontă. Factorii hotărîtori care determină realizarea unui asemenea material sînt în general cunoscuți, ei fiind în principal legați de materiile prime metalice folosite, de aliajele de nodulizare și postmodificare, de metoda de nodulizare etc.

În această lucrare se expun cîteva aspecte legate de obținerea unei astfel de fonte în condițiile realizării postmodificării în formă.

Principalele caracteristici ale tehnologiei care s-a folosit sînt :

— Folosirea unor materii prime metalice foarte pure, realizate în țară.

— Aplicarea unei variante a procesului Trigger, care utilizează amestecul de rășină furanică drept material de protecție a aliajului de nodulizare.

— Aliajul de nodulizare are un conținut redus de Mg de circa 5%, avînd încorporat și circa 0,5 % Ce.

— Postmodificarea se realizează în formă cu ajutorul unor pastile plasate în sistemul de alimentare.

S-au elaborat mai multe variante de obținere a fontelor, urmărindu-se :

— influența unor cantități diferite de aliaj de nodulizare în raport cu cantitatea de fontă lichidă ;

— comparația între aliajul de nodulizare de bază cu 5% Mg și un aliaj cu conținut redus de Mg circa 3% și cu un aliaj de tipul NiMg cu un conținut de circa 15% Mg ;

— influența variației cantității de postmodificator introdus în formă, comparîndu-se și cu postmodificatorul clasic FeSi ;

— influența compoziției chimice a fontei.

Condițiile de realizare a fontelor

Utilaje : — cuptor electric cu inducție de înaltă frecvență de capacitate 100 kg ;

— aparatură rapidă pentru determinarea compoziției chimice ;

— oale de turnare cu sifon de circa 40 kg capacitate.

Materiale : — Fontă de înaltă puritate elaborată în uzina A :

min. 3,9% C	max.0,05% Cu	max. 0,02% Sb
max. 0,2% Si	max. 0,1% Ni	max. 0,02% As
max. 0,2% Mn	max. 0,05% Cr	max. 0,01% Sn
max. 0,03% P	max. 0,05% Mo	max. 0,04% Pb
max. 0,02% S	max. 0,01% Ti	

— Fontă de înaltă puritate elaborată în uzina B :

max. 3,8% C	max. 0,1% P
max. 0,5% Si	max. 0,03% S
max. 0,25% Mn	

— Recirculat din Fgn

— Aliaj nodulizant :

a — VL 63 M

5—6% Mg ; 45—50% Si ; 1,5—2,5% Ca ; 0,5% Ce.

b — Remag

2,75 — 3,50% Mg ; 1,75—2,50% Ce ; 44—48% Si.

c — NiMg

circa 15% Mg ; circa 85% Ni

— Postmodificator :

a — VP—205

Pastile de formă tronconică conținînd Si — Ca — Al — Mn.

b — FeSi cu circa 75% Si.

Elaborarea

Compoziția chimică finală spre care s-a tins :

3,6%C	max. 0,03% Mn	max. 0,01% S
2,3% Si	max. 0,3% P	0,045% Mg

Rețeta de încărcare :

80—100% din uzinele A și B ;

20— 0 % recirculat Fgn.

Topirea : după încărcarea părții metalice, topirea se execută sub un strat de zgură protectoare, formată din sticlă topită. Se verifică compoziția chimică și se fac corecturile necesare. Conținutul de Si se aduce la circa 1,1%.

Supraîncălzirea și menținerea. : fonta se supraîncălzește la o temperatură de circa 1 570—1 600°C. Această temperatură foarte ridicată pentru o fontă a apărut ca necesar a se experimenta pentru a simula condițiile care se prevedeau a fi necesare pentru turnarea unor piese.

Menținerea la această temperatură a fontei a fost de circa 5 min.

Nodulizarea

În oala de nodulizare s-a plasat aliajul de nodulizare atît cel cu 5% Mg, cît și cel cu 3% Mg, protejat cu un strat de circa 5—10 mm de amestec de formare, avînd drept liant rășina furanică. Aliajul NiMg s-a introdus în oala de turnare după umplerea acesteia cu fontă lichidă.

Cantitatea de aliaj de nodulizare în cadrul experimentărilor a variat între 1,6 și 3,5% din cantitatea de fontă lichidă tratată.

Fonta s-a deșarjat din cuptor în oală la o temperatură care a variat între 1 570 și 1 600°C, excepție făcînd aliajul NiMg cînd temperatura a fost de 1 500°C.

Durata de acționare a aliajului nodulizant a fost cuprinsă între 40 și 120 s.

În toate cazurile cînd s-au folosit aliajele cu 5 și 3% Mg, declanșarea reacției s-a efectuat după terminarea deșarjării, prin străpungerea stratului protector din amestec de rășină furanică cu ajutorul unei vergele metalice.

Pentru verificarea rezultatelor s-au folosit probe sistem *Y* conform STAS 6071/75, în vederea determinării valorilor încercărilor mecanice și a structurii.

Postmodificarea

S-a realizat în formă prin plasarea unei pastile într-o cameră de reacție, integrată în sistemul de alimentare (fig. 1).

Mărimea pastilei postmodificatoare a variat între 0,15 și 0,60% din lichidul necesar turnării unei forme.

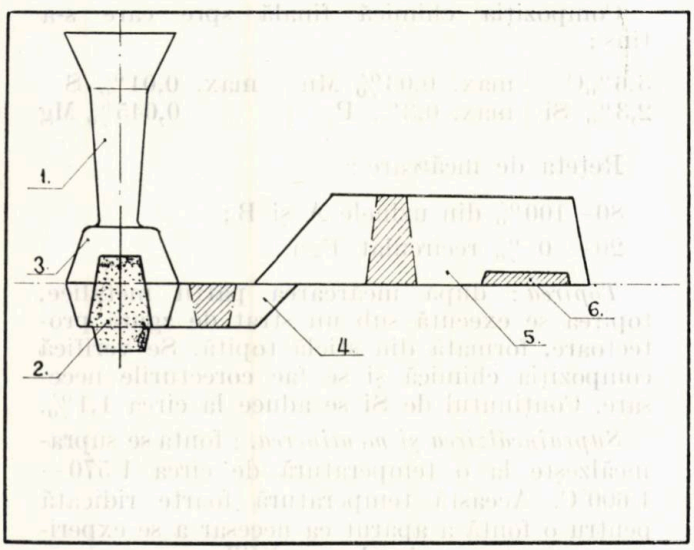


Fig. 1. Tip de sistem de alimentare folosit în cazul postmodificării în formă :

1 — picior de turnare; *2* — pastilă postmodificatoare; *3* — cameră de reacție; *4* — canal strangulator de conducere a fontei; *5* — canal de zgură; *6* — alimentator

Pentru comparație, s-au executat și șarje fără postmodificator sau cu postmodificare, cu FeSi adăugat în oala de turnare în proporție de 0,70%.

Turnarea

S-a executat la temperaturi cuprinse între 1 350 și 1 400°C. Timpul maxim de la terminarea reacției de nodulizare și pînă la turnarea ultimei forme a fost de 4 min. Excepție s-a făcut numai la șarja la care s-a urmărit efectul prelungirii acestui timp asupra valorilor încercărilor mecanice.

Rezultate

Compozițiile chimice ale șarjelor turnate sînt redate în tabelul 1 — șarjele *1—22*.

Variația valorilor încercărilor mecanice și aspectul structurii în funcție de cantitățile și tipurile de aliaje de nodulizare sînt prezentate în tabelul 2 — șarjele *1—9* și diagramele din figurile 2, 3.

Influența cantității și a tipurilor de postmodificatori asupra valorilor încercărilor mecanice și asupra structurii sînt redate în tabelul 3 — șarjele *10—14*, figura 4 și diagramele din figura 5.

Rezultatele încercărilor mecanice și de structură obținute prin varierea compoziției chimice a fontei sînt prezentate în tabelul 4 — șarjele *15—20* și figurile 6, 7, și 8.

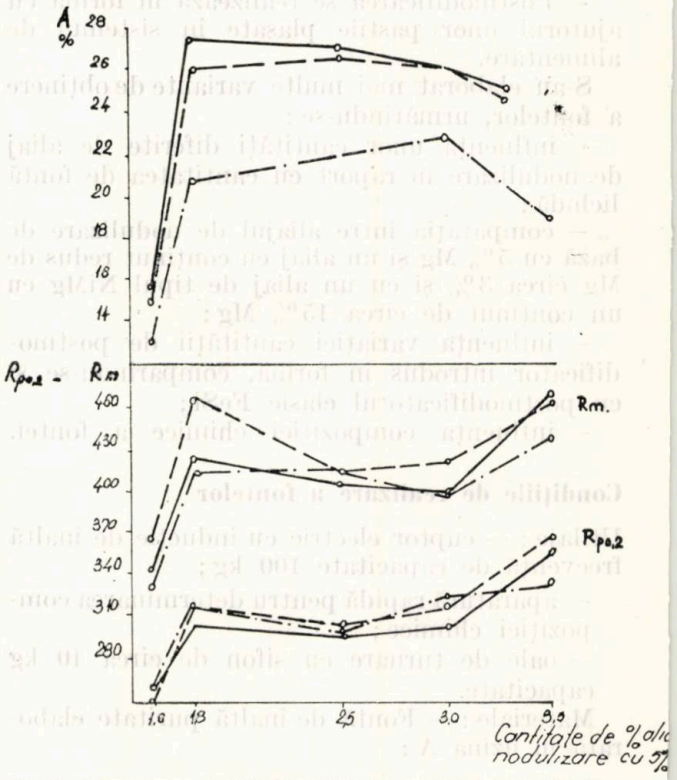


Fig. 2. Influența cantității de aliaj de nodulizare cu 5% Mg asupra caracteristicilor mecanice :

—·—·— fără postmodificare; —— 0,15% postmodificare; — — — 0,25 % postmodificare

Tabelul 1

Compoziția chimică, %

Nr. șarjei	Varianta	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni
1.	Variația cantității	3,78	2,04	0,18	0,017	0,014	0,025	
2.	de aliaj de noduli-	3,68	2,14	0,18	0,014	0,010	0,035	
3.	lizare cu 5% Mg	3,64	2,37	0,16	0,014	0,007	2,045	
4.		3,58	2,52	0,17	0,022	0,008	0,051	
5.		3,56	2,88	0,18	0,014	0,007	0,075	
6.	Variația cantității	3,77	2,02	0,21	0,014	0,009	0,033	
7.	de aliaj de noduli-	3,51	2,25	0,19	0,015	0,008	0,037	
	zare cu 3% Mg							
8.	Variația cantității	3,61	2,10	0,15	0,022	0,008	0,077	0,88
9.	de aliaj de noduli-	3,43	2,02	0,17	0,019	0,007	0,082	1,07
	zare NiMg							
10.	Variația cantității	3,76	2,45	0,24	0,013	0,009	0,030	
11.	de postmodificator	3,75	2,10	0,21	0,014	0,007	0,034	
12.		3,69	2,37	0,22	0,013	0,008	0,040	
13.		3,66	2,25	0,21	0,012	0,006	0,048	
14.		3,58	2,41	0,18	0,015	0,008	0,045	
	Variația conținutu-							
15.	lui de Mn și P	3,42	2,17	0,56	0,011	0,010	0,034	
16.		3,40	2,07	0,76	0,012	0,009	0,036	
17.		3,56	2,16	0,20	0,046	0,009	0,039	
18.		3,50	2,04	0,21	0,068	0,010	0,040	
19.		3,49	2,15	0,51	0,041	0,009	0,042	
20.		3,46	2,18	0,64	0,069	0,010	0,044	
21.	Variația timpului	3,51	2,01	0,16	0,015	0,010	0,047	
22.	pînă la turnare	3,45	2,00	0,16	0,014	0,010	0,033	

Obs. La toate șarjele de fontă conținuturile au fost de :
max. 0,018 % S inițial; max. 0,03 % Cu; max. 0,03 % Cr; max. 0,02 % V; max. 0,01 % Ti; max. 0,01 % Ni; max. 0,01 % Mo; max. 0,01 % As; max. 0,01 % Sn

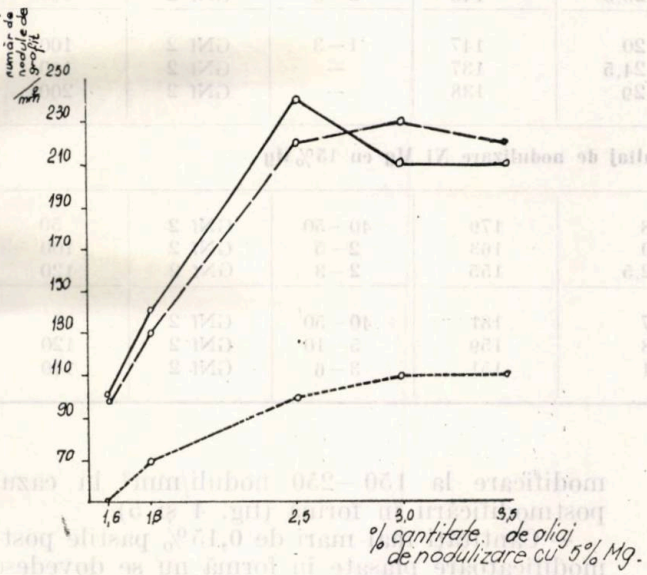


Fig. 3. Influența cantității de aliaj de nodulizare cu 5% Mg asupra numărului de noduli de grafit :
——— 0,25 % postmodificator; — — — 0,15% postmodificator; - - - - - fără postmodificare

Valorile încercărilor mecanice în funcție de timpul scurs între terminarea reacției de nodulizare și turnare a probelor, de 4 min în cazul probelor de la șarja *21* și 18 min de la aceeași fontă dar notată cu șarja *22*, sînt prezentate în tabelul 4.

Rezultatele prezentate demonstrează următoarele :

— În cazul realizării unui proces tehnologic în bune condiții se obține în mod sigur în stare brut turnată o fontă cu grafit nodular cu plasticitate ridicată — alungiri de peste 20% — folosind o cantitate de cel puțin 1,8% din aliajul de nodulizare cu 5% Mg și 0,5% Ce (fig. 2 și tabelul 2). Chiar și fără postmodificare, fonta are plasticitate ridicată, probabil datorită faptului că timpul de menținere în stare lichidă după nodulizare este scurt și se manifestă efectul de modificare grafitizantă a prealiajului FeSiMg.

— Numărul nodulilor de grafit crește mult în cazul cînd se depășește cantitatea de 1,8% aliaj de nodulizare (5% Mg), situîndu-se la peste 200 noduli de grafit pe mm² (fig. 3 și tabelul 2).

— Caracterul feritizant al aliajelor de nodulizare cu 5% și cu 3% Mg permite realizarea de fonte cu plasticitate ridicată, iar aliajul NiMg cu 15% Mg conduce la obținerea unor rezistențe mari ale fontei și a unei alungiri relativ ridicate (tabelul 2). Se remarcă, în cazul aliajului NiMg, că reacția în afară este

Tabelul 2

A. **Variaţia cantităţii de aliaj de nodulizare cu 5% Mg**

Nr. şarjei	Aliajul de nodulizare, %	Postmodificatorul, %	Încercările mecanice				Structura		
								Grafit	
			$Rp_{0,2}$, N/mm²	Rm, N/mm²	A, %	HB	Perlită, %	Forma	Nr. noduli / mm²
		Fără	260	330	13	143	10—12	GNf 1 şi 2	50
1.	1,6	0,15	265	354	15,5	121	5—8	GNf 1 şi 2	100
		0,25	250	365	15	135	5—8	GNf 1 şi 2	100
		Fără	315	445	20	132	2—3	GNf 2	70
2.	1,8	0,15	305	425	27,5	146	—	GNf 2	130
		0,25	315	460	26	156	—	GNf 2	140
		Fără	305	415	22	142	2—3	GNf 2	100
3.	2,5	0,15	295	410	27	131	—	GNf 2	220
		0,25	300	410	26,5	151	—	GNf 2	240
		Fără	320	400	23	145	—	GNf 2	110
4.	3,0	0,15	305	405	26	140	—	GNf 2	230
		0,25	315	420	26	153	—	GNf 2	250
		F ră	335	440	19	162	2—4	GNf 2	110
5.	3,5	0,15	355	470	25	121	—	GNf 2	220
		0,25	365	465	24,5	125	—	GNf 2	210
	B. **Variaţia cantităţii de aliaj de nodulizare cu 3% Mg**								
		Fără	280	420	19	140	5—8	GNf 2	90
6.	2,5	0,15	270	410	25	148	2—5	GNf 2	160
		0,25	270	405	23,5	148	2—5	GNf 2	190
		Fără	300	420	20	147	1—3	GNf 2	100
7.	3,0	0,15	290	415	24,5	137	—	GNf 2	190
		0,25	295	415	29	138	—	GNf 2	200
	C. **Variaţia cantităţii de aliaj de nodulizare Ni Mg cu 15%Mg**								
		Fără	370	555	8	179	40—50	GNf 2	50
8.	1,3	0,15	330	440	20	163	2—5	GNf 2	100
		0,25	325	450	22,5	155	2—3	GNf 2	120
		Fără	410	540	7	181	40—50	GNf 2	60
9.	1,5	0,15	340	500	18	159	5—10	GNf 2	120
		0,25	340	465	21	151	3—6	GNf 2	140

mai violentă şi produce un efect poluant mult mai mare faţă de celelalte aliaje folosite.

— Cantitatea de 0,15% postmodificator sub formă de pastilă, plasată în sistemul de alimentare a probei, conduce în toate cazurile la o creştere accentuată a alungirii. Asupra structurii se remarcă micşorarea cantităţii de perlită şi creşterea simţitoare a numărului de noduli de grafit, în cazul probelor cu pastile postmodificatoare, faţă de probele fără postmodificare. Astfel numărul nodulilor a crescut de la 50—100 noduli/mm² la probele fără postmodificare la 150—250 noduli/mm² în cazul postmodificării în formă (fig. 4 şi 5).

— Cantităţi mai mari de 0,15% pastile postmodificatoare plasate în formă nu se dovedesc a fi necesare (fig. 5). Se remarcă totuşi o uşoară creştere a rezistenţelor, în cazul creşterii cantităţii de postmodificator.

— Comparînd efectele obţinute cu 0,15% postmodificator plasat în formă cu cele realizate cu 0,70% FeSi introdus în oala de turnare, se remarcă valori apropiate ale caracteristicilor mecanice.

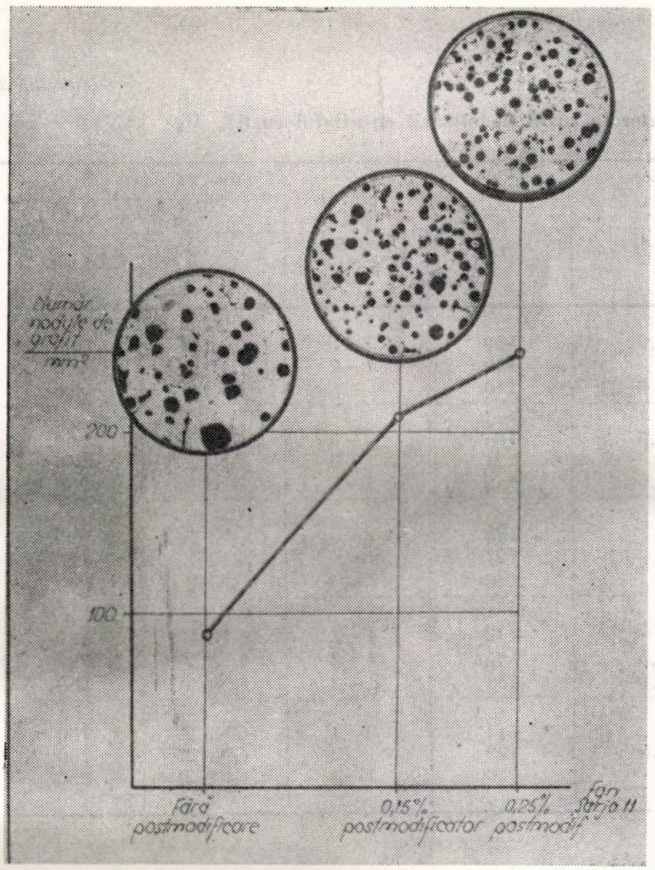


Fig. 4. Influența cantității de postmodificator plasat în formă asupra numărului de noduli de grafit la topitura nr. 11

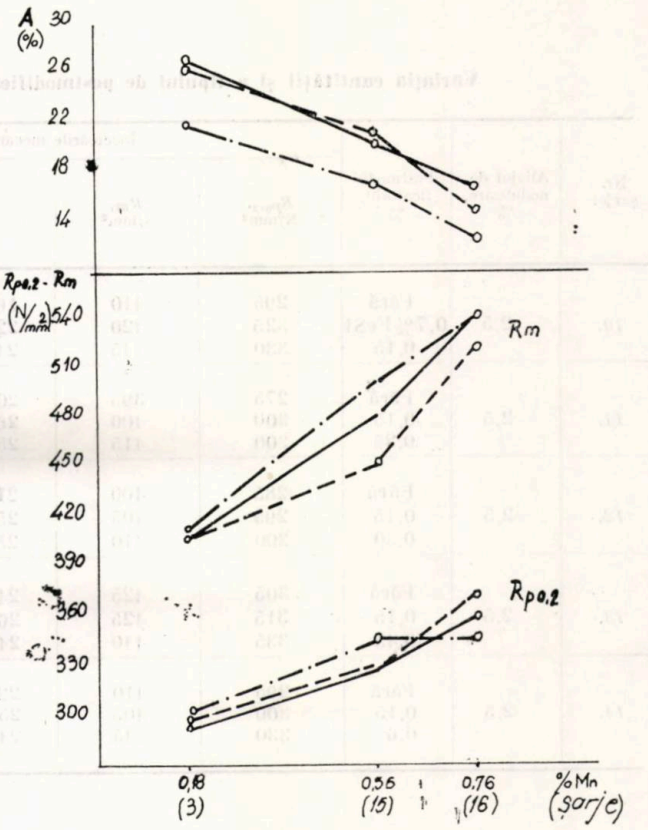


Fig. 6. Influența conținutului de Mn din fontă asupra caracteristicilor mecanice:
—.—.— fără post modificare; —0,15 % post modificator;
- - - - 0,25% postmodificator

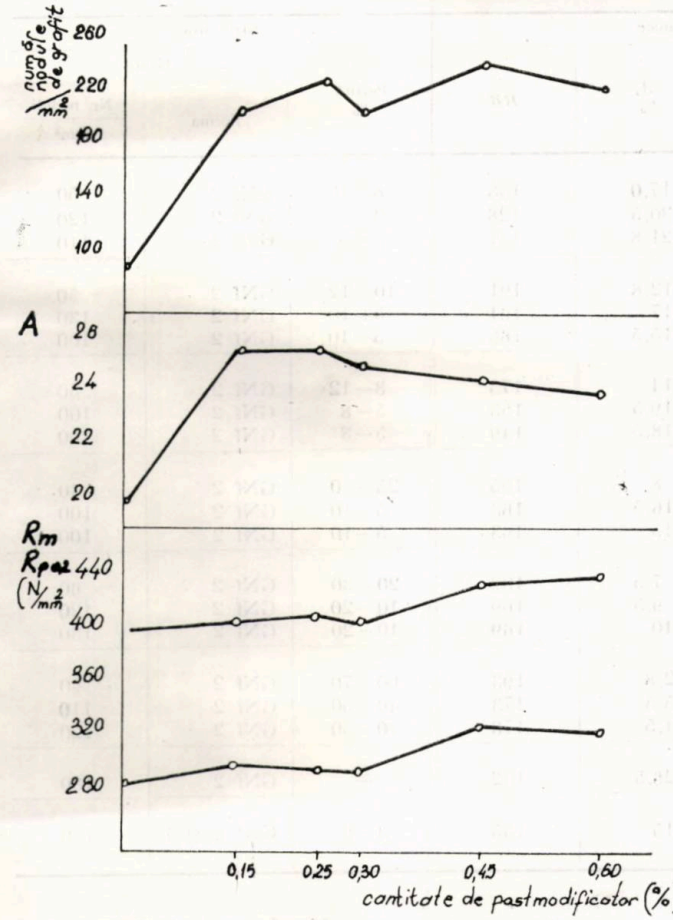


Fig. 5. Influența cantității de postmodificator plasat în formă asupra caracteristicilor mecanice la topiturile nr. 10—14

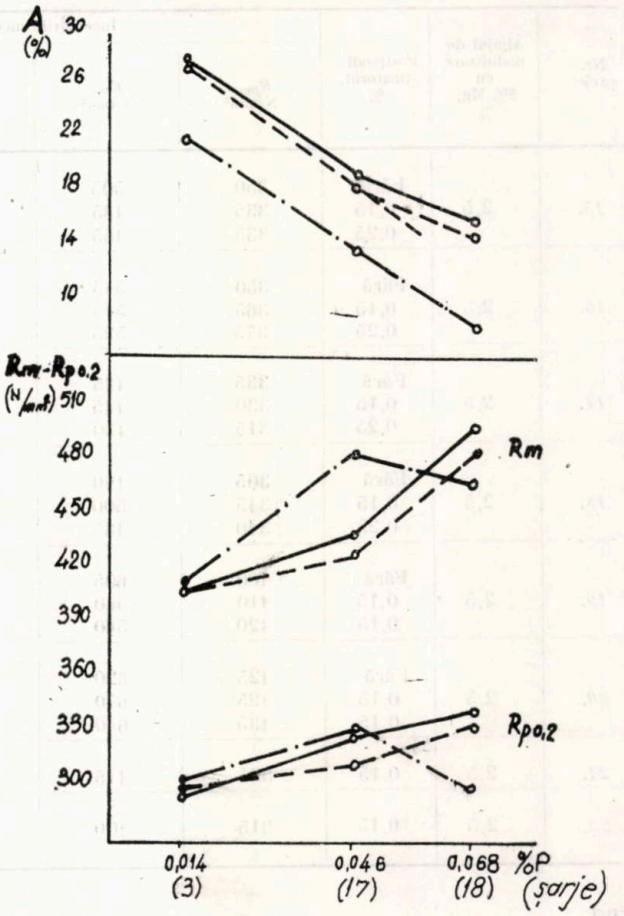


Fig. 7. Influența conținutului de P din fontă asupra caracteristicilor mecanice
—.—.—. fără postmodificare; — 0,15 % postmodificator;
- - - - 0,25% postmodificator

Tabelul 3

Variația cantității și a tipului de postmodificator în cazul nodulizării cu aliajul cu 5% Mg

Nr. șarjei	Aliajul de nodulizare, %	Postmodificatorul, %	Încercările mecanice				Structura		
			$R_{p0,2}$, N/mm²	R_m, N/mm²	A, %	HB	Perlită, %	Grafit	
								Forma	Nr. noduli / mm²
10.	2,5	Fără	295	410	16,5	169	3—5	GNf 2	80
		0,7% FeSi	325	420	22	149	1—2	GNf 2	160
		0,15	330	445	24,5	140	—	GNf 2	170
11.	2,5	Fără	275	395	20,5	154	3—5	GNf 2	90
		0,15	300	400	26	121	1—2	GNf 2	210
		0,25	300	415	25,5	140	1—2	GNf 2	230
12.	2,5	Fără	285	400	21	122	2—5	GNf 2	90
		0,15	295	405	25	121	—	GNf 2	190
		0,30	300	410	25	140	—	GNf 2	210
13.	2,5	Fără	305	425	24	142	1—2	GNf 2	120
		0,15	315	425	26,5	145	1—2	GNf 2	250
		0,45	335	440	24,5	154	1—2	GNf 2	250
14.	2,5	Fără	295	410	22	144	2—4	GNf 2	100
		0,15	300	405	25,5	122	1—2	GNf 2	230
		0,6	330	445	24	140	1—2	GNf 2	230

Tabelul 4

Variația conținutului de Mn și P (șarjele 15 — 20). Variația timpului pînă la turnare (șarjele 21 — 22)

Nr. șarjei	Aliajul de nodulizare cu 5% Mg, %	Postmodificatorul, %	Încercările mecanice				Structura		
			$R_{p0,2}$, N/mm²	R_m, N/mm²	A, %	HB	Perlită, %	Grafit	
								Forma	Nr. noduli / mm²
15.	2,5	Fără	350	505	17,0	138	8—10	GNf 2	50
		0,15	335	485	20,5	128	3—5	GNf 2	120
		0,25	335	455	21,8	141	3—5	GNf 2	110
16.	2,5	Fără	350	545	12,8	191	10—12	GNf 2	50
		0,15	365	545	17	161	5—10	GNf 2	130
		0,25	375	525	15,5	169	5—10	GNf 2	100
17.	2,5	Fără	335	485	14	173	8—12	GNf 2	50
		0,15	330	445	19,5	153	5—8	GNf 2	100
		0,25	315	430	18,5	149	5—8	GNf 2	100
18.	2,5	Fără	305	490	8	195	25—30	GNf 2	40
		0,15	345	500	16,5	163	5—10	GNf 2	100
		0,25	340	485	15	163	5—10	GNf 2	100
19.	2,5	Fără	400	605	7,5	189	20—30	GNf 2	60
		0,15	410	560	9,5	169	10—20	GNf 2	120
		0,15	420	560	10	169	10—20	GNf 2	130
20.	2,5	Fără	425	620	2,8	193	60—70	GNf 2	90
		0,15	425	670	5,5	173	40—50	GNf 2	110
		0,15	435	650	4,5	178	40—50	GNf 2	120
21.	2,5	0,15	325	415	26,5	132	—	GNf 2	180
22.	2,5	0,15	315	400	15	155	3—9	GNf 2 și 1	150

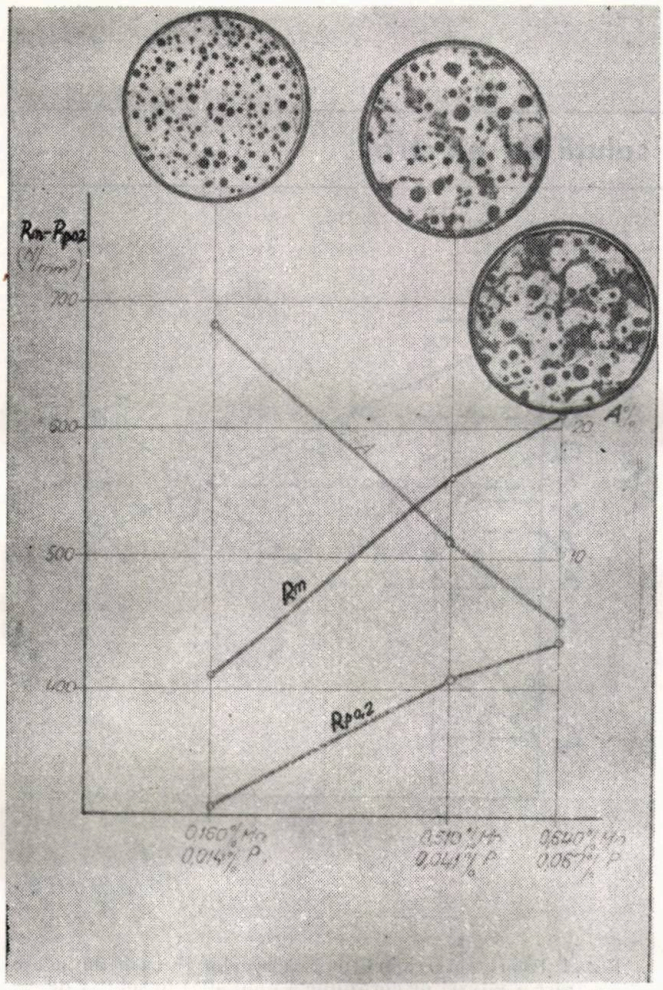


Fig. 8. Influența simultană a conținutului de Mn și P din fontă asupra caracteristicilor mecanice și asupra structurii

— Din determinările efectuate rezultă că manganul devine supărător pentru fontele cu plasticitate ridicată alungiri de peste 20% — la valori mai mari de 0,5% (fig. 6).

Fosforul își manifestă efectul negativ, începînd de la 0,04% (fig. 7) asupra plasticității fontei.

— Atunci cînd se asociază o cantitate mai mare de mangan și fosfor, influența asupra plasticității este mult mai pronunțată.

Se remarcă o creștere a cantității de perlită și, implicit, a rezistenței ei (fig. 8).

— În cazul cînd crește durata de timp dintre terminarea reacției de nodulizare și turnare, se produce o micșorare accentuată a plasticității fontei; mult mai puțin pronunțată este scăderea rezistenței.

Concluzii

Folosirea unor materii prime metalice corespunzătoare, a unui aliaj de nodulizare cu conținut redus de Mg și cu caracter feritizant, îmbinate cu folosirea postmodificării în formă, conduce în mod sigur și constant la realizarea unei fonte cu grafit nodular cu structură feritică obținută direct din turnare, cu alungiri de peste 20%.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sofroni, L., Ștefănescu, D. M. și Vincenz, C. *Fonta cu grafit nodular*. București, Ed. tehnică, 1978, p. 5—388.

[2] Sofroni, L. și Ștefănescu, D. M. *Fonte modificate cu proprietăți superioare*. București, Ed. tehnică, 1971, p. 161—240.

[3] Mayer, H. *Fabrication de grosses pièces en fonte ferritique à graphite spheroidal*. În: Revue Technique Sulzer, nr. 1, 1968, p. 39—48.

[4] Mariani, C. *Esperience con inoculazione, in staffa*. În: La Fonderia Italiana, nr. 7/8, 1971, p. 247—255.

[5] Mayer, H. și Hämmerli, T. *La production de fonte sphérolitique de haute qualité. Expériences et connaissances actuelles*. În: Revue Technique Sulzer, nr. 1, 1972, p. 3—22.

Aliaje rezistente în soluţii de electrolit

CZ : 669.180 : 620.193

Teoria aliajelor rezistente la coroziunea electrochimică

Căile de îmbunătăţire a rezistenţei la coroziune. Viteza de coroziune a unui sistem metalic în soluţii de electrolit depinde, pe de o parte, de gradul de instabilitate termodinamică a acestuia, iar pe de altă parte, de unii factori cinetici care frînează mai mult sau mai puţin procesul de coroziune.

Căile posibile de mărire a rezistenţei la coroziune rezultă din examinarea curbelor de polarizaţie catodică şi anodică a elementelor care alcătuiesc aliajul (fig. 1), precum şi din relaţia orientativă a vitezei de coroziune electrochimică v, stabilită pe baza teoriei pilelor locale de coroziune :

$$v = k_i = \frac{\varepsilon_c^\circ - \varepsilon_a^\circ}{R + p_c + p_a} \qquad (1)$$

unde i este curentul care trece prin pila locală de coroziune ;

ε_c° — potenţialul reversibil al reacţiei catodice (pe metalul mai electropozitiv M_1) ;

ε_a° — potenţialul reversibil al reacţiei anodice (pe metalul mai electronegativ M_2) ;

R — rezistenţa ohmică a pilei ;

p_c — capacitatea de polarizaţie catodică $\left(\frac{\Delta \varepsilon_c}{i}\right)$;

p_a — capacitatea de polarizaţie anodică $\left(\frac{\Delta \varepsilon_a}{i}\right)$.

Diferenţa $\varepsilon_c^\circ - \varepsilon_a^\circ = E$ reprezintă tensiunea electromotoare a pilei locale de coroziune şi este proporţională cu scăderea energiei libere a sistemului în timpul coroziunii, iar termenii p_c şi p_a corespund factorilor cinetici.

Există trei căi de creştere a rezistenţei la coroziunea electrochimică :

a. Micşorarea instabilităţii termodinamice, adică scăderea diferenţei $\varepsilon_c^\circ - \varepsilon_a^\circ$, ceea ce înseamnă apropierea potenţialelor de echilibru de la ε_c° la ε_c' şi respectiv de la ε_a° la ε_a' (fig. 1).

b. Frînarea procesului catodic, adică creşterea capacităţii de polarizaţie catodică p_c, pusă în evidenţă de modificarea unghiului de

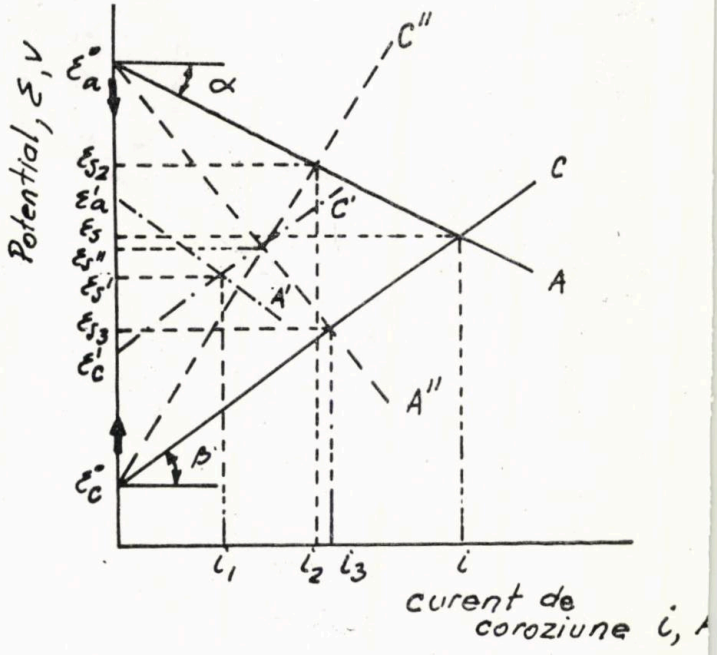


Fig. 1. Reprezentarea schematică a celor trei căi de micşorare a vitezei de coroziune a unui aliaj în soluţia de electrolit :

$$p_c = \frac{\Delta \varepsilon_c}{i} = \operatorname{tg}\beta ; p_a = \frac{\Delta \varepsilon_a}{i} \operatorname{tg}\alpha$$

înclinare β a curbei catodice (curba $\varepsilon_c^\circ - C$ trece în poziţia $\varepsilon_c' - C''$) (fig. 1).

c. Frînarea procesului anodic, adică creşterea capacităţii de polarizaţie anodică p_a, pusă în evidenţă de modificarea unghiului de înclinare α a curbei anodice (curba $\varepsilon_a^\circ - A$ trece în poziţia $\varepsilon_c^\circ - A''$) (fig. 1).

În principiu cele trei căi pot fi abordate individual sau în combinaţii arbitrare.

Micşorarea instabilităţii termodinamice. În general, la formarea unui aliaj se degajă o anumită cantitate de căldură, ceea ce corespunde unei scăderi a energiei libere constituind un indiciu de creştere a stabilităţii termodinamice a aliajului respectiv. Întrucît acest efect termic este mult mai mic (cîteva kcal/atom-gram) în comparaţie cu efectul termic al reacţiilor care au loc în timpul coroziunii (cîteva zeci de kcal/atom-gram), creşterea stabilităţii termodinamice pe această cale este lipsită de perspectivă.

O altă posibilitate, mult mai eficientă de mărire a stabilităţii termodinamice, este adău-

garea la metalul nerezistent la coroziune a unor cantităţi relativ mari de metal stabil termodinamic (metal nobil).

Studiul comportării la coroziune a aliajelor cu structura de soluţie solidă a condus la elaborarea „regulei limitelor de rezistenţă" denumită şi „regula $n/8$". Conform acestei reguli, rezistenţa la coroziune creşte brusc în momentul în care proporţia în aliaj a metalului stabil faţă de metalul instabil într-un mediu corosiv dat atinge raportul atomic $n/8$; n putînd avea valoarea 1, 2, 4 şi 6 [1].

Diagrama din figura 2 arată că aliajele de Cu-Au cu conţinuturi mai mari de circa 50% Au (proc. at.) se comportă la coroziune practic întocmai ca aurul pur, în timp ce aliajele cu mai puţin de 50% Au se corodează cu aceeaşi viteză cu cea a cuprului pur. Trecerea din domeniul instabil în cel stabil se face brusc la conţinutul de 50% Au, ceea ce corespunde raportului 4/8. O concluzie de interes practic, care decurge din regula $n/8$, este aceea că după atingerea treptei de stabilitate este inutil să se crească concentraţia în aliaj a metalului nobil.

Regula $n/8$ nu este aplicabilă aliajelor în care difuzia constituenţilor este puternică, cum sînt amalgamele. De asemenea, această regulă nu este confirmată de o serie de medii corosive,

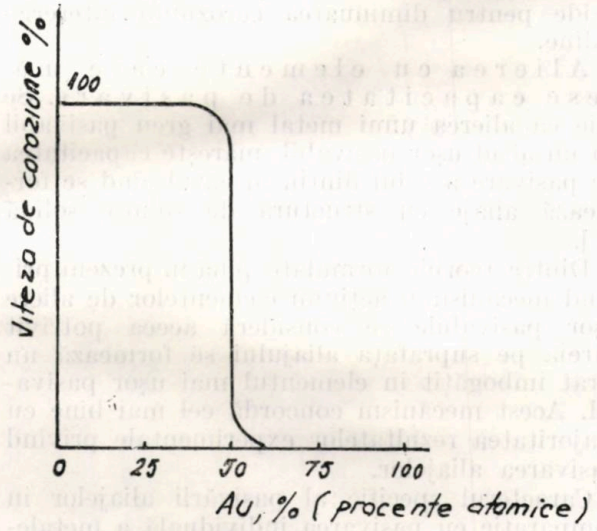


Fig. 2. Stabilitatea chimică a seriei de aliaje cu structură de soluţie solidă Cu-Au în acid azotic cu densitatea 1,3, la 90°C

în care fie că nu apar limite de stabilitate, fie că limitele de stabilitate sînt mult deplasate de la valorile $n/8$.

Efectul protector exercitat de către constituentul mai nobil este legat de formarea unei bariere din atomii acestuia pe suprafaţa aliajului, care împiedică accesul mediului corosiv în profunzime. Pentru explicarea mecanismului de formare a acestei bariere există mai multe ipoteze. Ipoteza cu cea mai largă circulaţie, valabilă pentru aliajele în care atomii metalelor sînt dispuşi ordonat în reţea, admite că agentul corosiv dizolvă numai atomii metalului mai puţin nobil pînă cînd apare o reţea superficială formată în întregime de atomii metalului nobil (1—2—3—4 fig. 3). În acest moment atacul corosiv se opreşte.

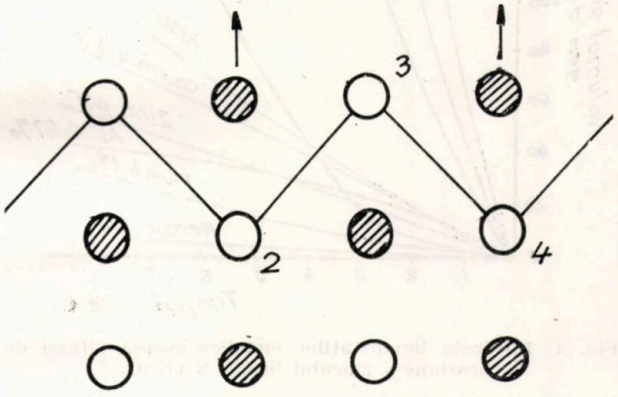


Fig. 3. Reprezentarea schematică a creşterii rezistenţei la coroziune prin aliere conform regulii $n/8$:
○ — atomii metalului nobil:;
● atomii metalului mai puţin nobil

În practică posibilitatea alierii cu metale nobile, în vederea măririi stabilităţii termodinamice a unui aliaj, are un caracter limitat din două motive:

— trebuie adăugate cantităţi mari din metalul nobil — de cele mai multe ori 25% şi chiar 50% — ceea ce nu este rentabil;

— adesea nu este posibil să se obţină aliaje cu structură de soluţie solidă pentru concentraţii ridicate ale componenţilor, deoarece acestea au de cele mai multe ori o solubilitate reciprocă limitată.

Frînarea reacţiei catodice. Frînarea reacţiei catodice realizată prin aliere are un efect favorabil numai atunci cînd procesul de coroziune este controlat de reacţia catodică.

Există în practică numeroase cazuri cînd viteza de coroziune a unui aliaj este sensibil redusă prin îndepărtarea sau micşorarea concentraţiei metalului şi incluziunilor care joacă rol de catod faţă de celălalt metal al aliajului.

În cazul zincului impur, de exemplu, cantităţi mici de metale catodice (Cu, Fe, Sb, Sn etc.) intensifică coroziunea acestuia în acid sulfuric (fig. 4). La aluminiu şi magneziu se manifestă aceeaşi acţiune a metalelor şi incluziunilor catodice nu numai în medii acide, ci şi în medii neutre.

În afară de reducerea conţinutului de metale şi inclziuni catodice, reacţia catodică mai poate fi diminuată şi prin mărirea polarizaţiei acesteia. Tot în cazul zincului introducerea unor

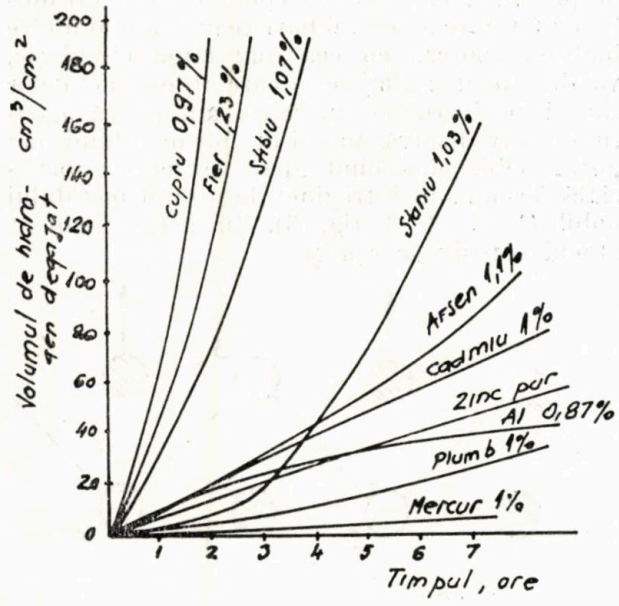


Fig. 4. Influența impurităților metalice asupra vitezei de coroziune a zincului în 0,5 N H_2SO_4

cantități de plumb și mercur, care sînt tot metale catodice, micșorează viteza de coroziune a zincului (fig. 4). În acest caz, explicația rezidă în mărirea supratensiunii de reducere a ionilor de hidrogen pe aceste metale, care este reacția catodică din procesul de coroziune.

Din exemplele date rezultă că nu toate metalele catodice influențează negativ procesul de coroziune, ci numai acelea care favorizează desfășurarea rapidă a reacției catodice.

Frînarea reacției anodice. Elaborarea aliajelor rezistente la coroziune în soluții de electrolit prin frînarea reacției anodice este calea cea mai eficientă și mai ușor de efectuat în practică. Aceasta se poate realiza atît prin schimbarea compoziției aliajului, cît și prin modificarea condițiilor exterioare de coroziune.

În privința compoziției aliajelor se disting trei posibilități:

— micșorarea conținutului de component anodic;

— alierea cu elemente care măresc capacitatea de pasivare;

— alierea cu elemente care favorizează reacția catodică.

Micșorarea conținutului de component anodic. În practică se folosesc numeroase aliaje cu structură eterogenă. În acest caz sînt indicate aliajele în care suprafața componentului anodic să fie cît mai mică în raport cu suprafața metalului de bază (component catodic), deoarece prin dizolvarea rapidă a componentului anodic suprafața aliajului rămîne acoperită numai cu componentul catodic, mai stabil (fig. 5). Această condiție însă nu este îndeplinită tocmai pentru materialele metalice folosite la construcția de aparatură

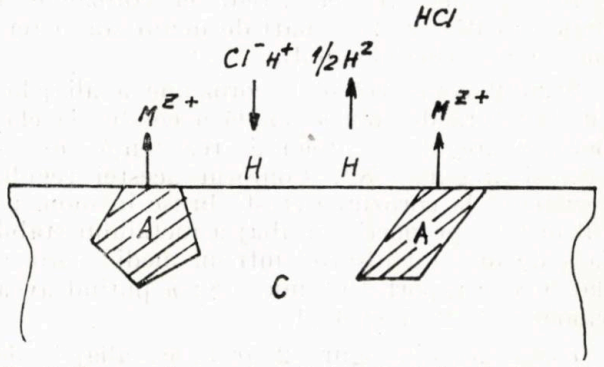


Fig. 5. Reprezentarea schematică a dizolvării fazei anodice în acid clorhidric:
A — faza anodică; *C* — faza catodică

(oțeluri carbon și aliaje de aluminiu de mare rezistență). Astfel, carbura de fier este componentul catodic în raport cu α-ferita, la fel și compusul intermetalic $CuAl_2$ joacă rol de catod față de soluția solidă α cu bază de aluminiu în aliajele Al-Cu. O excepție o constituie aliajul Al-Mg, cunoscut sub numele de magnaliu, în care compusul intermetalic Al_2Mg_3 este anod față de matricea de soluție solidă α cu bază de aluminiu. În unele cazuri fracțiunea de suprafață anodică poate fi micșorată prin realizarea de limite intercristaline mai puțin impurificate fie printr-o puritate mai mare a aliajului, fie printr-un tratament termic corespunzător. Acest procedeu se aplică oțelurilor antiacide pentru diminuarea coroziunii intercristaline.

Alierea cu elemente care măresc capacitatea de pasivare. Se știe că alierea unui metal mai greu pasivabil cu un altul ușor pasivabil mărește capacitatea de pasivare a celui dintîi, în cazul cînd se formează aliaje cu structură de soluție solidă [1].

Dintre teoriile formulate pînă în prezent privind mecanismul acțiunii elementelor de aliere ușor pasivabile se consideră aceea potrivit căreia pe suprafața aliajului se formează un strat îmbogățit în elementul mai ușor pasivabil. Acest mecanism concordă cel mai bine cu majoritatea rezultatelor experimentale privind pasivarea aliajelor.

Caracterul specific al pasivării aliajelor în comparație cu pasivarea individuală a metalelor pure constă în modificarea raportului concentrațiilor componenților la suprafața aliajului în sensul creșterii conținutului metalului mai stabil.

Îmbogățirea suprafeței aliajului cu un element mai ușor pasivabil poate fi înțeleasă dacă se examinează curbele de polarizare anodică ale elementelor care compun aliajul respectiv. Pentru exemplificare se ia un aliaj binar care conține metalul *I* (metalul de bază, de exemplu fierul) și metalul *II* (metalul de aliere, de exemplu cromul) (fig. 6).

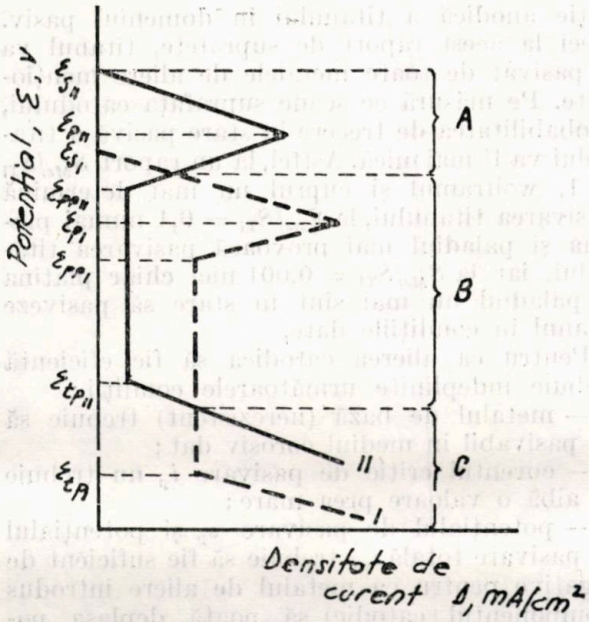


Fig. 6. Reprezentarea schematică a curbelor de polarizație anodică a metalului de bază *I* și a metalului de aliere *II*:
ε_{sI}, ε_{sII} — potențialul staționar al metalului *I*, respectiv al metalului *II*;
ε_{pI}, ε_{pII} — potențialul critic de pasivare al metalului *I*, respectiv al metalului *II*;
ε_{ppI}, ε_{ppII} — potențialul de pasivare totală al metalului *I*, respectiv al metalului *II*;
ε_{tpI}, ε_{tpII} — potențialul de transpasivare al metalului *I*, respectiv al metalului *II*;
i_{pI}, i_{pII} — densitatea curentului de pasivare pentru metalul *I*, respectiv pentru metalul *II*;
i_{kI}, i_{kII} — densitatea curentului pentru starea pasivă a metalului *I*, respectiv pentru metalul

În domeniul de potențiale *A*, în care metalul *II* este activ sau în domeniul *C*, în care este în stare transpasivă, atomii metalului *II* trec preferențial în soluție, realizîndu-se prin aceasta îmbogățirea treptată a suprafeței aliajului cu atomi ai metalului *I*.

În domeniul *B*, dimpotrivă, viteza de dizolvare a metalului *I* (fierul) devine mai mare decît a metalului *II* (cromul), datorită capacității de pasivare mai accentuate a metalului *II*. Deci, pentru o soluție dată și un potențial constant, suprafața aliajului se va îmbogăți cu atomii metalului mai pasivabil (cromul).

Trebuie subliniat că tendința de pasivare este caracterizată de cîțiva parametri, dintre care: potențialul critic de pasivare ε_p, potențialul de transpasivare ε_{tp}, potențialul de pasivare totală ε_{pp}, densitatea curentului de pasivare i_p, și densitatea curentului pentru starea pasivă i_k, (fig. 6).

Capacitatea de pasivare a unui metal este cu atît mai mare cu cît densitățile de curent pentru pasivare și pentru starea pasivă sînt mai mici, potențialele critic de pasivare și de pasivare totală se deplasează spre valori mai negative, iar potențialul de transpasivare capătă valori mai pozitive.

Elementele de aliere care îmbunătățesc capacitatea de pasivare influențează în mod diferit parametrii menționați. Pentru exemplificare se dă influența metalelor: Cr, Ni, Mo, Si, V,

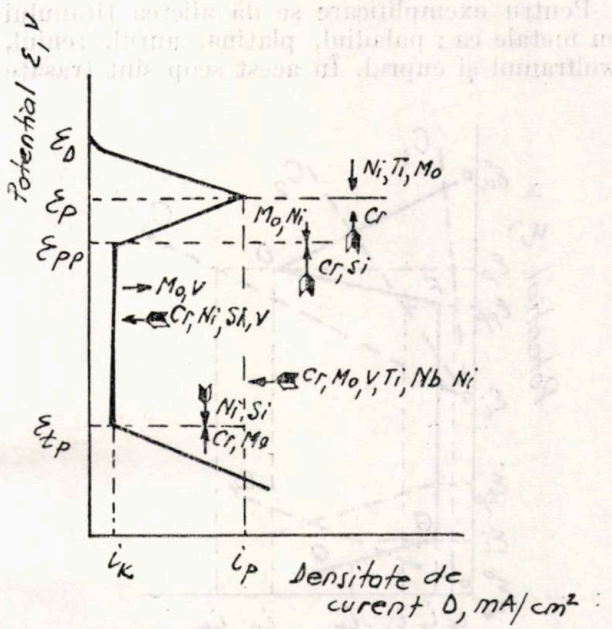


Fig. 7. Influența cîtorva elemente de aliere asupra parametrilor care caracterizează starea de pasivitate a fierului în acid sulfuric:
Săgețile ➡ indică direcțiile favorabile de modificare a parametrilor;
Săgețile ⟶ indică direcțiile nefavorabile de modificare a parametrilor

W, Ti și Nb asupra pasivării fierului în acid sulfuric (fig. 7). Acțiunea cea mai favorabilă între aceste elemente o are cromul [2].

Prin combinarea diferitelor metale pasivante se poate modifica în așa fel capacitatea de pasivare a fierului, încît aceasta să satisfacă cel mai bine condițiile cerute pentru mediul agresiv respectiv. Același lucru este valabil pentru oricare alt metal care prezintă tendință la pasivare.

Alierea cu elemente care favorizează reacția catodică (Alierea catodică). În general, viteza de coroziune a unui metal poate fi apreciată după valoarea curentului obținut prin intersecția curbelor de polarizație catodice și anodice (fig. 8).

La sistemele nepasivabile (pînă la punctul *D* de pe curba anodică fig. 8) viteza de coroziune crește pe măsură ce scade polarizația catodică (trecerea de la reacția catodică C_1 la reacția catodică C_2). Pentru sistemele pasivabile și la polarizații catodice și mai mici (reacția catodică C_3) nu mai are loc o intensificare, ci o diminuare a procesului de coroziune.

Alierea catodică, ca metodă de creștere a rezistenței la coroziune, poate fi folosită numai pentru metalele de bază, capabile să se pasiveze în mediul corosiv dat, care se aliază cu metale ale căror potențiale staționare ε_c° să fie cuprinse între ε_{pp} și ε_{tp}. În cazul folosirii metalelor mai electropozitive (ε_{k4}° — C_4 din fig. 8) metalul de bază nu mai este protejat, deoarece trece în stare transpasivă.

Pentru exemplificare se dă alierea titanului cu metale ca: paladiul, platina, aurul, reniul, wolframul și cuprul. În acest scop sînt trasate

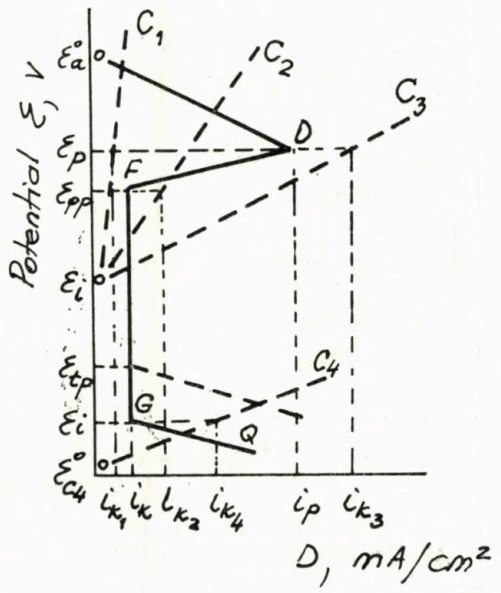


Fig. 8. Influența polarizației catodice a metalelor de aliere asupra vitezei de coroziune a metalului de bază pasivabil

curbele de polarizație catodică ale metalelor de aliere avînd suprafața de 1 cm² (S_{Me} = 1 cm²) și o serie de curbe de polarizație anodică a titanului cu suprafața cuprinsă între 0,1 și 1 000 cm² în acid sulfuric 40% aerat la 20°C (fig. 9).

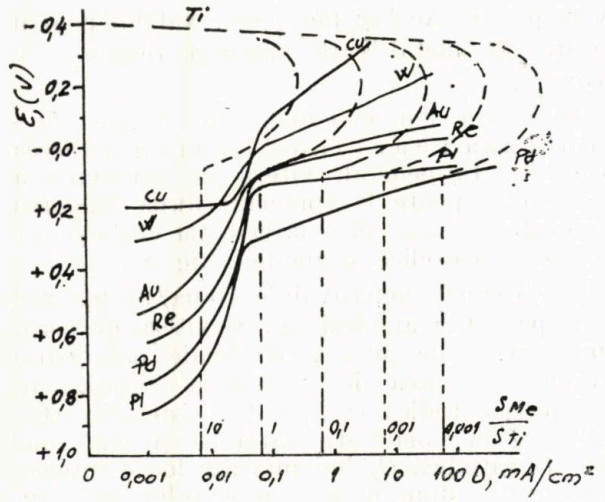


Fig. 9. Curbele de polarizație catodice și anodice pentru cuplurile Ti/*Me* la diferite raporturi ale suprafețelor (S_{Me}/S_{Ti}) în acid sulfuric 40% la 20 °C

Me – metalul de aliere catodică (paladiu, platină, aur, reniu, wolfram și cupru)

Din examinarea diagramei se observă că în cazul suprafețelor catodice mult mai mari decît cea a titanului, de exemplu S_{Me}/S_{Ti} = 10, curbele de polarizație catodică ale tuturor metalelor de aliere intersectează curba de polarizație anodică a titanului în domeniul pasiv. Deci la acest raport de suprafețe, titanul va fi pasivat de toate metalele de aliere menționate. Pe măsură ce scade suprafața catodului, probabilitatea de trecere în stare pasivă a titanului va fi mai mică. Astfel, la un raport S_{Me}/S_{Ti} = 1, wolframul și cuprul nu mai determină pasivarea titanului, la S_{Me}/S_{Ti} = 0,1 numai platina și paladiul mai provoacă pasivarea titanului, iar la S_{Me}/S_{Ti} = 0,001 nici chiar platina și paladiul nu mai sînt în stare să pasiveze titanul în condițiile date.

Pentru ca alierea catodică să fie eficientă trebuie îndeplinite următoarele condiții:

— metalul de bază (nerezistent) trebuie să fie pasivabil în mediul corosiv dat;

— curentul critic de pasivare i_p nu trebuie să aibă o valoare prea mare;

— potențialul de pasivare ε_p și potențialul de pasivare totală ε_{pp} trebuie să fie suficient de negative pentru ca metalul de aliere introdus (componentul catodic) să poată deplasa potențialul ε_k, la care are loc coroziunea aliajului spre valori pozitive;

— introducerea metalelor de aliere nu trebuie să aducă metalul de bază în stare de transpasivare, deoarece în acest caz coroziunea este intensificată.

Principalele aliaje folosite în practică

Aliaje rezistente în acid sulfuric. Oțelurile carbon au o rezistență scăzută în soluții de acid sulfuric. Prin alierea cu 20—25% Ni se îmbunătățește mult rezistența acestora.

În cazul oțelurilor cu crom și nichel, rezistența lor în acid sulfuric depinde de conținutul de nichel. Procentul cel mai economic de nichel este 15—25% Ni, peste care influența sa este destul de slabă. Molibdenul adăugat oțelurilor austenitice cu crom sau nichel crește sensibil rezistența acestora în acid sulfuric [3]—[5].

Adaosul de molibden, chiar în cantități relativ mici (1—4% Mo) mărește mult zona de utilizare a oțelurilor inoxidabile de tipul 18—8 (fig. 10).

Oțelurile inoxidabile 18—8 aliate cu 2,45% Cu își măresc considerabil rezistența la coroziune în soluții pînă la 20% H_2SO_4 la temperatura de 40°C.

Cuprul, în proporție de 1,5%, mărește și mai mult domeniul de utilizare a oțelurilor de tip 18—8 dacă acestea conțin și 2,5% Mo.

În general, adaosul de componenți catodici (platină, paladiu, reniu etc.) la oțelurile cu conținut ridicat de crom determină pasivarea acestora într-un domeniu larg de temperaturi și concentrații ale acidului sulfuric, cu condiția ca acestea să nu conțină cantități prea mari de ioni de halogeni, care au o acțiune de activare.

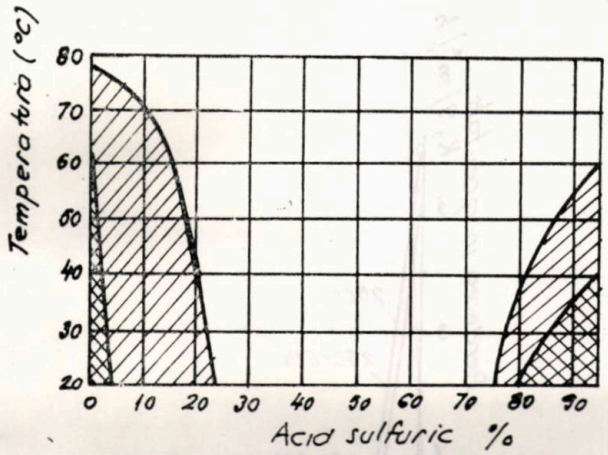


Fig. 10. Influența molibdenului asupra zonei de utilizare a oțelurilor 18—8 în acid sulfuric (pierderea în greutate sub 25 mg/dm² 24 h):

▨ — zona de utilizare a oțelurilor 18 — 8;

▨ — zona de utilizare a oțelurilor 18—11—2

Aliaje rezistente în acid azotic. Oțelurile carbon sînt puternic atacate de acidul azotic diluat, maximum de distrugere avînd loc în soluție de 30—35% HNO_3 la temperatura camerei. Aceste oțeluri se pasivează complet numai în soluții concentrate cu densitatea de 1,4. Adaosul de crom scade concentrația în acid azotic, la care aliajul devine pasiv. Cu cît concentrația de crom în aliaj este mai mare, cu atît mai mult scade concentrația de acid azotic la care se produce pasivarea. Astfel, la un conținut de 8% crom, oțelul se pasivează la rece în soluția de 30—35% acid azotic, în timp ce la 16% Cr pasivarea are loc chiar în soluții sub 1% HNO_3.

Oțelurile cu 16% crom pot fi utilizate în soluții de acid azotic cu concentrația pînă la 65%, la temperaturi sub 110°C. Creșterea conținutului de crom pînă la circa 30% Cr permite folosirea acestor oțeluri și la temperatura de fierbere a acidului de 65% HNO_3 (fig. 11).

Aliaje rezistente în acid clorhidric. Acidul clorhidric atacă oțelurile inoxidabile cu crom și cele de tipul 18—8. Corodarea acestor oțeluri poate fi atenuată dacă sînt aliate cu molibden sau cupru (tabelul 1).

Ca și în acidul sulfuric, molibdenul produce o pasivare aproape completă pînă la o anumită cantitate critică a acidului clorhidric, peste care gradul de coroziune este apropiat de cel al oțelului fără molibden.

Creșterea cantității de nichel în oțelurile care conțin molibden și cupru a permis realizarea unor aliaje a căror rezistență este satisfăcătoare în toate concentrațiile de acid clor-

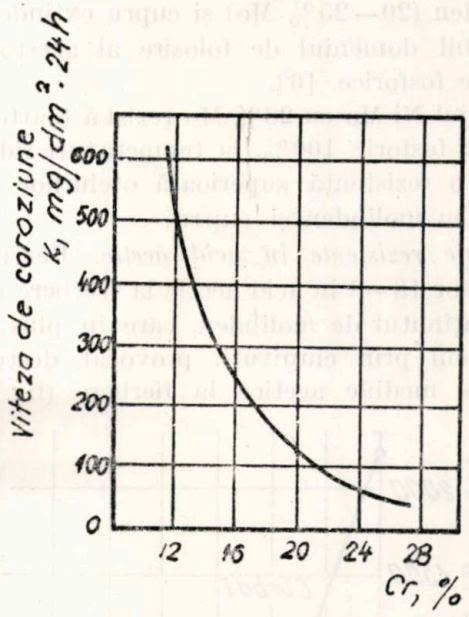


Fig. 11. Influența conținutului de crom asupra vitezei de coroziune a oțelurilor carbon în acid azotic 65% la fierbere

Tabelul 1

Pierderea în greutate a oțelurilor aliate cu cupru și molibden în soluție de acid clorhidric, la temperatura de 40°C, mg/dm² 24 h

Oțelul	Concentrația acidului clorhidric, %		
	0,5	1,0	5
18—8	500	600	1 200
18—8+2% Cu	200	300	300
18—8+3,5% Mo	20	20	1 200

hidric, la temperatura mediului ambiant (fig. 12).

Aliaje rezistente în acid fosforic. Alierea oțelurilor inoxidabile 18—8 cu molibden sau cu

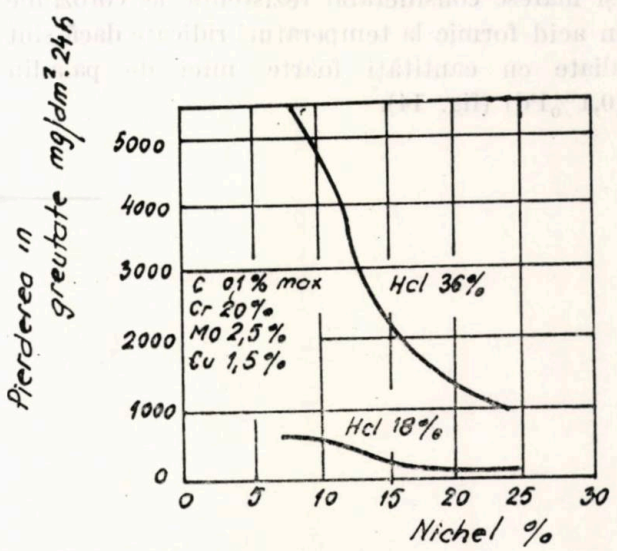


Fig. 12. Influența conținutului de metal asupra coroziunii în acid clorhidric la rece a unui oțel cu compoziția :20% Cr; 2,5% Mo și 1,5% Cuco

molibden (20—25% Mo) și cupru extinde considerabil domeniul de folosire al acestora în mediile fosforice [6].

Aliajul Ni-Mo cu 28% Mo rezistă foarte bine în acid fosforic 100%, la temperaturi ridicate, avînd o rezistență superioară oțelurilor 18—8 aliate cu molibden și cupru.

Aliaje rezistente în acid acetic. Rezistența oțelurilor 18—8 în acid acetic la fierbere crește cu conținutul de molibden, care în plus evită și atacul prin ciupituri, provocat destul de des de mediile acetice la fierbere (fig. 13).

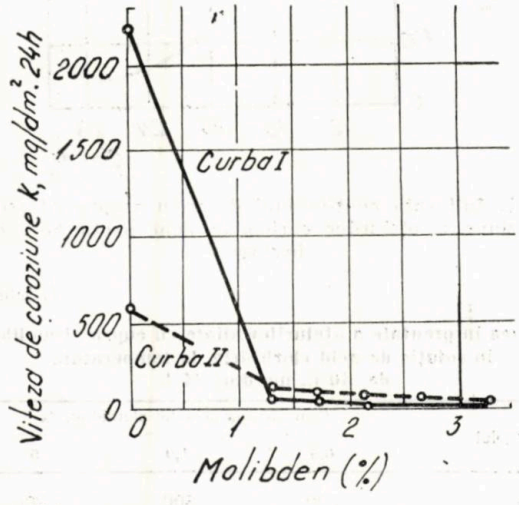


Fig. 13. Influența conținutului de molibden asupra rezistenței la coroziune a oțelurilor 18—8 în vapori condensați de acid acetic:
I — acid 80%; *II* — acid 36%

Aliaje rezistente în acid formic. Oțelurile cu conținut ridicat de crom sau crom și nichel își măresc considerabil rezistența la coroziune în acid formic la temperaturi ridicate dacă sînt aliate cu cantități foarte mici de paladiu (0,1%Pd) (fig. 14).

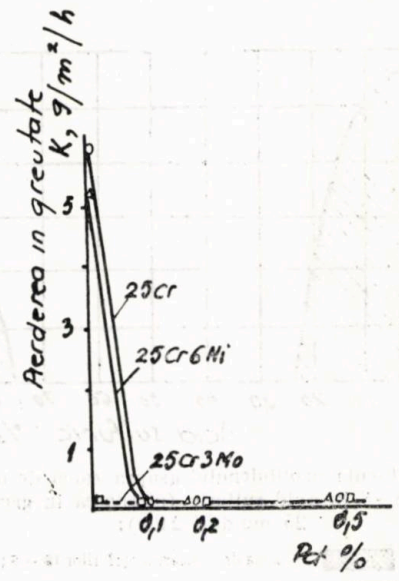


Fig. 14. Influența conținutului de paladiu asupra vitezei de coroziune a unor oțeluri inoxidabile în acid formic de 50%, la 100°C

BIBLIOGRAFIE

[1] Haghimaș, Gh., Firoiu, C. și Radovici, O. *Coroziunea și protecția metalelor*. București, Ed. tehnică, 1963.
[2] Da Cunha, M. În: Mémoires Sci. Rev. Met., nr. 10, 1973, p. 725.
[3] Agarwala, V. S. În: Corrosion, nr. 2, 1972, p. 64.
[4] Schmidtmann, E. În: Werkstoffe und Korrosion, nr. 3, 1973, p. 185.
[5] Rockel, M. B. În: Corrosion, nr. 10, 1973, p. 393.
[6] Kokita, J. În: Ochrona przed korrozya, nr. 8, 1973, p. 240.
[7] Armijo, I.S. În: Corrosion, NACE, nr. 1, 1968, p. 24.
[8] Colombier, L. *Aciers inoxidables, aciers refractaires*. Paris, Ed. Dunod, 1965.
[9] France, W. D. În: Corrosion Science, nr. 1, 1968, p. 19.
[10] Cihal, V. În: Corrosion, Traitements, Protection, Finition, nr. 17, 1970, p. 441.

Ing. C. Firoiu
Institutul politehnic — București
Ing. Ileana Mangiurea
Institutul de cercetări metalurgice — București

RECENZII

R. Wlodawer,, **„Gelenkte Erstarrung von Gusseisen"** (*Dichtspeisung von Gusstücken aus Gusseisen mit Lamellen-Kugel — und Vermikullargraphit sowie Temperguss, geformt in Sand, Kokille und kombinierten Sand — Kokillenformen*). ,,Solidificarea dirijată a fontei turnate"

(Alimentarea densă a pieselor turnate din fontă cu grafit lamelar, nodular şi vermicular cum şi a fontei maleabile, turnate în forme de nisip, cochile şi forme combinate de nisip şi cochile).

Editura Giesserei — Düsseldorf, 1977, 554 pag., 688 fig. şi 25 tabele, format 21× 29,7 cm

R. Wlodawer este cunoscut în literatura de specialitate printr-un mare număr de publicaţii şi îndeosebi prin cartea sa ,,Gelenkte Erstarrung von Stahlguss" (Solidificarea dirijată a oţelului turnat) din 1967, publicată de aceeaşi editură.

După 10 ani de cercetări şi investigaţii asupra fontei turnate, autorul întregeşte cunoştinţele privind solidificarea aliajelor Fe-C prin publicarea prezentului tratat, un valoros instrument la îndemîna specialiştilor în acest domeniu.

La un nivel ştiinţific ridicat, dar accesibil, lucrarea reprezintă o strălucită corelare a cercetării fundamentale şi a celei aplicative cu practica turnătorului. De aceea ea se adresează în aceeaşi măsură cercetătorului ca şi specialistului din producţie.

Cartea este alcătuită din 12 capitole, după cum urmează :

Cap. I — Introducere ilustrată ; Cap. II — Cum determinăm modulul şi timpul de solidificare în piesele turnate cu configuraţie simplă şi cum influenţează timpul de solidificare asupra structurii ; Cap. III — Piese turnate de complexitate mare. Cum influenţează nodurile termice asupra timpului de solidificare, modulului şi retasurii ; Cap. IV — Nodurile termice în piesele turnate complexe. Prezentarea schematică a regulilor de calcul al modulului ; Cap. V — Stabilirea maselotelor cu ajutorul metodelor şi geometriei solidificării ; Cap. VI — Tabele de maselote şi caracteristici ; Cap. VII — Legătura dintre piesă şi maselotă (gîtul maselotei) ; Cap. VIII — Nisipuri, cochile, mase izolante şi exotermice, răcitori interiori, plăci şi muchii de nisip încălzite ; Cap. X — Geometria solidificării ca mijloc de bază pentru înţelegerea proceselor de alimentare şi pentru folosirea măsurilor de alimentare în piesele turnate ; Cap. X — Controlul nemijlocit al desfăşurării solidificării şi formării structurii în condiţiile reale de turnare şi înaintea evacuării topiturii. Procedee termice, calorice şi acustice. Cap. XI — Ce este retasura în fonta turnată şi cum se va stabili aceasta? Divizarea noţiunii de retasură într-o sumă de trei termeni : I — Contracţia determinată de metal, respectiv contracţia şi expansiunea determinată de grafit. II — Durata temporară a procesului de contracţie exprimată în factorul de modul. III — Distanţa de saturaţie în lungul pieselor similare plăcilor şi barelor. Cap. XII — Indicaţii pentru stabilirea sistemului propriu de alimentare (canalelor de alimentare).

Autorul foloseşte multiple căi pentru a explica fenomenele complexe ale solidificării fontei : de la reprezentarea pe modele geometrice intuitive la piesa-probă şi piesa-reală de complexitate simplă sau mare, numeroase calcule, formule, diagrame şi schiţe,

Investigaţiile privind structura primară de solidificare se fac prin cele mai moderne mijloace : microstructuri în microscopie electronică cu baleiaj, radiografii Röntgen. Se abordează transpunerea metodelor stereologiei în observarea structurii fontei turnate. Este permanent redat aspectul spaţial al structurii primare a fontei, din care derivă o mai completă cunoaştere a fenomenelor solidificării şi care oferă explicaţii competente mecanismului formării retasurii.

Se utilizează frecvent aparatul matematic, pentru a se explica şi urmări cît mai riguros procesele ce intervin în alimentarea pieselor turnate.

Deosebit de preţioase sînt informaţiile cuprinse în capitolul IX care permit o evaluare a nivelului actual de cunoştinţe în însuşi domeniul metalurgiei fontei turnate, în timp ce cap. X — XI — XII se adresează concret specialistului din turnătorie, preocupat de obţinerea de piese turnate cu înaltă compactictate şi de evitare a eşecurilor şi a rebutului.

Se evidenţiază utilizarea curbelor de răcire ale aliajelor, înregistrate de aparatul ce funcţionează pe principiile calorimetriei diferenţiale tehnologice, după metoda WLODAWER — RABUS, care permite controlul desfăşurării solidificării aliajului (tendinţa de formare a retasurii) înainte de evacuarea din cuptor şi deci permiţînd decizii de ultim — moment.

Aşa cum este întocmită lucrarea, într-o caracterizare lapidară, s-ar putea spune că este o impresionantă culegere de probleme ale fontei turnate, multilateral privite, comentate şi rezolvate.

Un material bibliografic bogat (367 lucrări citate) şi reprezentativ permite informarea detaliată în problemele urmărite de cititor.

Mai mult decît ,,Gelenkte Erstarrung von Stahlguss", tratatul de faţă nu este ,,o carte de toate zilele", ci una destinată studiului atent. Şi folosind aprecierile prefaţatorului ediţiei originale, efortul de a parcurge cele peste 500 de pagini va fi cu prisosinţă răsplătit cititorului.

Tratatul a ocupat deja un loc de frunte în literatura de specialitate şi se recomandă cu căldură tuturor specialiştilor din domeniul turnării fontei.

Ing. *I. Marinică*

DOCUMENTARE

peste 20 mil. t de minereu de fier preredus, în 1980

Capacitatea de producţie mondială pentru minereu de fier preredus va depăşi prin extinderea producţiei, mai ales în ţările în curs de dezvoltare, în anul 1980, tonajul anual de 20 mil. Dacă nu apăreau anumite modificări şi amînări ale hotărîrilor se putea ajunge chiar la 25—30 mil. t/an.Acest punct de vedere s-a confirmat de către Jacques Astier de la Société Française des Minerais Préréduits, cu ocazia sesiunii anuale a Bureau International de la Récuperation, din cadrul Uniunii internaţionale pentru revalorificatorii materialelor vechi, de la Bruxelles.

Pornind de la o capacitate prezumată de 26 mil. t/an pentru anul 1980, se apreciază că 18 mil. t/an , respectiv 70% se va produce prin procedeele verificate Midrex şi HyL.

În legătură cu construirea instalaţiilor de reducere directă, Astier a enunţat trei sisteme. Primul ar consta din miniuzine integrate, care se bazează pe o capacitate de reducere directă de 150 000—600 000 t/an. Acestea există deja sau sînt în construcţie în S.U.A., Argentina, Brazilia, R.F.G., Noua Zeelandă, Quatar, Mexic ş.a. În a doua categorie sînt incluse unităţile medii, cu capacitatea de 1 mil. t/an. Între acestea se numără cele din Irak şi din Mexic (pentru produse lungi) din Canada şi Mexic (pentru produse plate) şi se vor construi în

Nigeria, Iran, Indonezia. În sfîrşit, în a treia categorie se includ marile complexe siderurgice integrate pe bază de reducere directă, ca cele care se vor construi în Venezuela (4 mil. t/an), Iran (3 şi 4 mil. t/an) şi Uniunea Sovietică (2—3 mil.t/an).

(În : *BHM, Austria, nr. 3, martie 1979, p. 106*)

Planul companiei Nippon Steel de reducere a consumului de energie cu 10% realizat înainte de termen

Compania Nippon Steel a realizat planul de reducere a consumului de energie cu 10% pentru 1980, cu doi ani şi jumătate înaintea datei planificate. Campania de reducere a energiei a început în anul 1974, contribuind la compensarea crizei petrolului.

Consumul total de energie al companiei Nippon Steel înregistrat în patru ani şi jumătate din momentul începerii campaniei a totalizat 6 500 000 kl echivalent petrol.

În prima jumătate a anului fiscal 1973 compania a urmărit o reducere a consumului de energie cu 10% din nivelul ei de consum. Cu alte cuvinte, au fost luate în considerare nivelurile producţiei, gama de produse, condiţiile de mediu înconjurător şi alte condiţii existente în 1973 (deoarece nivelurile producţiei s-au schimbat de la acea dată, utilizarea energiei reale a companiei Nippon Steel a crescut).

Totuşi, reducerea energiei în scopul fabricării aceleiaşi cantităţi de oţel ca cea elaborată în condiţiile anului 1973—în realitate cu 10,4 % mai puţin — înaintea datei planificate reprezintă o realizare importantă. De exemplu, aceasta înseamnă că numai în prima jumătate a anului fiscal 1978 a fost realizată o economie de 1 200 000 kl petrol. Aceasta reprezintă o reducere de energie de 665 000 kcal/t de oţel brut.

Succesele obţinute la eforturile depuse în scopul reducerii energiei s-au datorat îmbunătăţirii tehnologiei de exploatare şi investiţiei în echipament. În prima parte a anului fiscal 1978, primul factor a necesitat 55% şi al doilea, 45 % din economiile realizate.

Economiile de funcţionare au fost realizate prin : micşorarea consumului de combustibil la furnal ; îmbunătăţirea coeficientului de recuperare a gazului de la convertizoarele LD printr-o coordonare mai bună între recuperare şi utilizarea gazului ; micşorarea consumului de combustibil la laminarea la cald printr-un control eficient al căldurii la cuptoarele de reîncălzire ; consumul mai scăzut de abur la linia de decapare şi la linia de decapare electrolitică de la operaţiile de laminare la rece.

Reducerile de energie realizate prin utilizarea unui echipament mai bun au fost în mod special demne de luat în considerare anul trecut şi cu doi ani în urmă. În scopul modernizării echipamentului de reducere a energiei au fost investiţi aproape 40 000 mil. Y. Factorii care joacă un rol important în dirijarea economiei de energie includ instalarea de deumidificatoare la furnale şi de generatoare de energie dirijate de presiunea gazului de furnal, recuperarea căldurii reziduale din caupere, recuperarea eficientă a gazului LD şi extinderea laminării directe.

35 % din economiile companiei Nippon Steel s-au realizat la fabricarea fontei, cea mai mare parte a ei realizîndu-se prin consumul mai scăzut de combustibil la furnal şi prin economiile obţinute în utilizarea cocsului mărunt şi combustibilului pentru cuptoarele de cocsificare. Sectorul de fabricare a oţelului a economisit 25% energie, în special prin perfecţionarea recuperării gazului de convertizor LD, mărirea coeficientului turnării continue şi consumul mai scăzut de combustibil din cuptoarele adînci.

Sectorul laminării la cald a înregistrat 26% din economia de energie a companiei Nippon Steel, care s-a datorat consumului de combustibil al cuptoarelor de încălzire.

(În : *Nippon Steel News, Japonia, nr. 107, 1979*)

Proiectele societăţilor Alcan şi PUK

Societatea Alcan (Aluminium of Canada) a anunţat pentru acest an un program de investiţii în valoare de 400 mil. dol., consacrat extinderilor de producţie în Brazilia, Australia şi Canada. De asemenea, Alcan a achiziţionat o unitate de 44 mii t/an în R.F.G. de la Gebr. Giulini GmbH. În Franţa, PUK a anunţat decizia sa de a-şi mări producţia cu 20 % pînă în 1983. Punctul forte îl va reprezenta dublarea capacităţii de producţie a uzinei din Saint-Jean-de-Maurienne însă toate uzinele grupului PUK vor fi modernizate sau extinse. Totodată PUK anunţa mărirea cu 48 mii t/an a capacităţii uzinei sale San Ciprian (Spania) şi cu 26 mii t/an a capacităţii uzinei din Camerun. Cercetătorii grupului PUK au pus la punct un nou tip de cuve de electroliză. Aceste noi cuve vor fi instalate cu prioritate la uzina din Saint-Jean-de-Maurienne. Partea grupului PUK în cadrul producţiei de aluminiu occidentale reprezintă circa 8 %, iar în Franţa indicele de funcţionare al uzinelor PUK este de 97 %, din capacitate de la începutul anului 1977.

(În : *L'Usine Nouvelle, Franţa, nr. 13, 1979, p. 88—89*)

Acord de cooperare între C.E.C.O. şi Canada în vederea efectuării de cercetări asupra funcţionării furnalelor

Un acord de cooperare în domeniul cercetării siderurgice a fost încheiat între C.E.C.O. şi Canada, în vederea studierii posibilităţilor de ameliorare a eficienţei furnalelor. Proiectul, care are ca scop şi realizarea unor economii de energie, va cuprinde şi Canada într-un vast program de cercetare, iniţiat la nivelul Comunităţii, asupra comportării cocsului şi a efectului său asupra randamentului furnalelor. Programul beneficiază deja de o intervenţie financiară din partea C.E.C.O., iar coordonarea sa va fi asigurată de British Steel Corp. (B.S.C.) şi British Carbonisation Research Asscioation (BCRA).

Înscris în cadrul acordului privind cooperarea economică şi industrială încheiat între C.E.E. şi Canada, acest proiect de cercetare va fi executat în cursul următorilor trei ani cu participarea a 23 furnale europene din şase ţări (R.F.G., Belgia, Franţa, Italia, Olanda şi Regatul Unit) şi două uzine siderurgice canadiene. Algoma Steel din Sault-Ste Marie (Ontario), care participă la program cu un furnal, şi societatea Dominion Foundries & Steel Ltd. (Dofasco) din Hamilton (Ontario), care participă cu două furnale. Aceste două societăţi canadiene reprezintă 52 % din producţia totală de oţel a Canadei (4 mil. t — Algoma şi 3,5 mil. t — Dofasco)

Impactul cercetărilor promite a fi important, dacă se ţine seamă de faptul că circa 75 % din producţia totală de oţel brut a Comunităţii se bazează pe fontă.

Costul total al programului de cercetare se ridică la 1,4225 mil. UCE pentru cei trei ani, din care 853 000 UCE din bugetul de cercetare tehnică al C.E.C.O.

(În : *Notes d'Actualité sur la Siderurgie Française, Franţa, nr. 87, martie, 1979, p. 22*)

Producţia de oţel a Japoniei a scăzut începînd cu anul 1973

În anul 1978 (între lunile ianaurie—decembrie) producţia de oţel brut a totalizat 102,1 mil. t, ceea ce reprezintă o scădere de 0,3% faţă de anul precedent, în conformitate cu datele furnizate de Federaţia siderurgică japoneză. Aceasta a fost producţia anuală cea mai scăzută din anul 1973.

Totuşi, au existat indicaţii optimiste care au constat în aceea că producţia a crescut treptat cu fiecare trimestru care a urmat, producţia celui de al IV-lea trimestru octombrie-decembrie a atins 26 630 000 t, reprezentînd un cîştig de 2,2 % peste trimestrul anterior.

Producția de fontă brută a scăzut în anul 1978 la 78 590 000 t cu 7 300 000 t față de 1977, fiind pentru prima dată din 1972 cînd totalul a scăzut sub 80 mil.t.

Producția de oțel brut a anului a fost de 86 770 000 t oțel obișnuit (cu 2,2 % mai puțin față de 1977) și 15 330 000 t oțel special (mai mult cu 11,8 %). Creșterea producției de oțel special a fost una din principalele caracteristici ale producției anului 1978.

În ceea ce privește producția pe procedee, cea a convertizoarelor cu insuflare de oxigen a fost de 79 750 000 t (reprezentînd o scădere de 3,3 %), iar a cuptoarelor electrice de 22 350 000 t (reprezentînd o creștere de 14,1 %). Producția convertizoarelor cu insuflare de oxigen a reprezentat 78,1 % din producția totală de oțel brut (comparativ cu 80,5 % în 1977), timp în care cea a cuptoarelor electrice cu arc a reprezentat 21,9 % (19,1 % în 1977). Producția cuptoarelor electrice cu arc a crescut la 20 % din cota parte totală, pentru prima dată în 13 ani, reprezentînd o altă caracteristică a producției anului.

Pe produse, oțelul obișnuit laminat la cald a totalizat 78 430 000 t (ceea ce reprezintă o scădere de 160 000 t față de anul 1977). Oțelul în bare a totalizat 25 120 000 t (o creștere de 5,9 %), ceea ce reflectă creșterea cererii din domeniu construcțiilor.

Producția de tablă a ajuns la 50 960 000 t (scăzînd cu 3,9 %). Producția de table mijlocii și tablă groasă a scăzut la 11 260 000 t (cu 12,5 %), oglindind situația de scădere a industriei construcțiilor navale.

Producția de oțel special laminat a totalizat 11 660 000 t, reprezentînd o creștere importantă de 1 360 000 t (13,2 %) față de anul precedent. Aceasta a reprezentat cel mai mare total de producție înregistrat în această categorie.

S-au înregistrat creșteri mari în producția oțelurilor pentrn construcții și a oțelurilor de înaltă rezistență, pentru a face față cererilor permanente din industria de automobile și în construcția lucrărilor publice din țară, cererii de conducte pentru export.

În concluzie, situația generală a cunoscut o cerere crescîndă de oțel pe piața internă, în același timp înregistrînd o scădere a exporturilor de oțel.

(În : *Nippon Steel News, Japonia, nr. 107, 1979*)

Perspectivele uzinelor japoneze pentru perioada 1979—1980

Principalii producători japonezi de oțel intenționează să investească în continuare în noile echipamente, la nivelul relativ scăzut al anului fiscal curent 1978—1979. Anul trecut investițiile au înregistrat cea mai mare scădere din ultimi zece ani, iar anul acesta unele societăți vor continua să le reducă. Societatea Nippon Steel intenționează să sporească cheltuielile de investiții cu 3,1 %, la 165 000 mil. Y, Kobe Steel cu 5,2 %, la 44 900 mil. Y, Kawasaki Steel își reduce investițiile cu 36,2 %, ajungînd la 43 900 mil. Y, Sumitomo Metal Industries cu 3,8 %, ajungînd la 75 000 mil. Y, iar Nishin Steel cu 30 %, la 28 000 mil. Y, cifră ce va fi folosită în special la construcția laminorului pentru benzi la cald nr. 2 de la Kure, ce se va încheia în primăvara anului 1980.

Singura excepție printre producătorii principali japonezi este societatea NKK, care își sporește investițiile de la 95 300 mil. Y în anul fiscal 1978—1979, la 183 200 mil. Y anul acesta, în vederea încheierii construcției furnalului nr. 2 de la Ogishima, care va intra în curînd în funcțiune. Majoritatea investițiilor va fi limitată la proiecte de reaționalizare, deoarece societățile continuă să-și sporească capacitatea de turnare continuă.

(În : *Metal Bulletin, Anglia, 1979, nr. 6383, p. 41*)

Societatea Cockerill intenționează să construiască un nou furnal

Un nou furnal de capacitate mare și două mașini de turnare continuă sînt principalele puncte ale planului de investiții de 26 mii FrB, anunțat de societatea Cockerill la începutul lunii mai a.c. Planul trebuie aprobat de noul consiliu de administrație al societății și de Comisia Națională de Planificare și Control.

Noul furnal cu diametrul vetrei de 11,5 m va fi amplasat la Ougrée și va fi dat în folosință în anul 1983. Avînd o capacitate de 2 mil. t/an, el va înlocui furnalul de dimensiune medie existent, ca și alte trei furnale de la Seraing și Ougrée.

Cîte o mașină de turnare continuă de 1,5 mil. t pe an va fi instalată în fiecare din cele două oțelării ale societății, alimentînd astfel laminoarele la cald de la Chertal și Ougrée. Laminorul bluming/slebing de la Ougrée va dispărea timp în care cel de la Chertal își va reduce substanțial activitatea.

Majoritatea celorlalte instalații de la uzinele societății Cockerill, din împrejurimile orașului Liège, va fi de asemenea afectată de programul de dezvoltare . Cocseria de 800 mii t/an de la Seraing va fi renovată, pentru a rezista la încă 20 de ani de funcționare. Instalația de cocsificare de 350 mii de la Flémalle va fi oprită în anul 1986, cînd 50 % din cocsul necesar al societății Cockerill va fi adus din afară, în majoritate din regiunea Campine.

Cele două oțelării cu oxigen de la Seraing și Chertal nu vor înregistra schimbări în viitorul apropiat dar există planuri care au în vedere modificarea oțelăriei LD—AC pe termen lung. Adaptînd această oțelărie la procedeul LD, se evită necesitatea fabricării a două tipuri de fontă brută.

Schimbările aduse celor două laminoare de benzi la cald va permite laminarea sleburilor turnate continuu, capacitatea lor combinată va crește la 4,5 mil. t/an față de cea actuală de 3,7 mil. t/an. Reducerea la rece urmează să fie concentrată în uzinele Ferblatil și Jemeppe, îmbunătăținu-se liniile de finisare, instalațiile de decapare și recoacere și modernizîndu-se laminoarele de 66 in cu patru caje. Producția de rulouri laminate la rece pentru cositorire trebuie intensificată, cu mențiune specială pentru rulourile de greutate mare (27 t); de asemenea, noile utilaje permit reducerea dublă a tablei cositorite. Laminorul la rece de 48 in, cu 5 caje, va fi automatizat.

Societatea Cockerill a mai anunțat că laminorul mic de sîrmă și bare de la Seraing va fi închis în momentul cînd noul laminor construit în comun cu societățile Estel și Klöckner va intra în funcțiune în anul 1981. Laminorul de la Seraing are o capacitate de 550 mii t/an și produce rulouri de 650 kg. Noul laminor (cunoscut sub numele de Train à Fil du Val-TFV) va produce 800 t mii pe an de rulorui de 2 mii kg.

(În : *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6387, 1979, p. 37*)

Cererea de oțel în U.R.S.S.

În contrast cu lenta „recuperare" pe piețele occidentale ale oțelului, cererea de oțel în U.R.S.S. este „enormă" și crește încă. Anul acesta planul curent referitor la oțel presupune o producție de 114,3 mil. t de fontă, 156,7 mil. t de oțel brut și 108,7 mil. t de produse laminate.

În ciuda unor investiții cu 35 % mai mari în primii trei ani ai planului național de oțel față de planul anterior, cererea de profile este mare. Se vor aloca mai multe fonduri pentru lărgirea gamei naționale de produse care cuprinde profile „moderne", în urma accentului pus, în ultimul timp, pe producția de tablă groasă și subțire care a crescut cu 11 % în ultimii trei ani.

(În : *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6383, 1979, p. 37*)

Finalizarea planului referitor la industria oțelului în Spania

Au fost date publicității ultimele detalii ale planului siderurgic din Spania (Programa de Actuacion Industrial Side-

rurgica), plan elaborat de Ministerul Industriei Siderurgice și de cadrele de conducere de la Unesid, Asociația producătorilor de oțel din Spania.

Din document reiese că dintre sectoarele consumatoare, industria automobilelor își va păstra dinamismul, deoarece piața internă este departe de a fi saturată, așteptîndu-se o creștere peste medie , în special din anul 1982. Consumul pentru lucrări publice și sectorul de construcție va reprezenta cca. 20 % din consumul național în 1985, în timp ce în țările Comunității Economice Europene se prevede un nivel de numai 14 %. Perspectivele pentru industria construcțiilor navale nu sînt atît de îmbucurătoare. Din analiza planului reiese că o capacitate suplimentară va duce la o scădere a cererii pînă în anul 1980, situația îmbunătățindu-se din acel moment. Creșterea medie a consumului intern total va fi de 5—6 % pe an, atingînd 14,2—15 mil. tone pe an pînă în anul 1985.

Capacitatea de producție a Spaniei, în anul 1985, ar trebui să ajungă la 18,6 mil. t/an, din care 10,05 mil. t provin din sectorul integrat (54 %), 5,92 mil. t din sectorul neintegrat (31,8 %) și 2,66 mil. t de la producătorii neintegrați de oțeluri speciale (14,2 %). Capacitatea de laminoare, considerînd noul laminor de benzi de 2 mil. t pe an (fie la Sagunto, fie la Asturia), ar trebui să atingă 20 mil. t/an, asigurînd o capacitate suplimentară de 8 %. Planul de oțel subliniază importanța crescîndă a sectorului neintegrat, care va asigura o structură mai flexibilă industriei spaniole și o adaptare mai ușoară la criză. Cu toate acestea, el este și mai vulnerabil, datorită faptului că depinde în mare măsură de deșeuri (fier vechi), pentru care se prevăd fluctuații puternice. Această dependență poate fi redusă prin investigarea unor proiecte referitoare la buretele de fier.

În anii care mai rămîn pînă în 1985, cuptoarele Martin vor fi înlocuite cu convertizoare LD, măsură urmată de scoaterea din circuit a 15 % din utilajele de elaborare electrică a oțelului, de tip vechi, din Spania, ceea ce va îmbunătăți în continuare tehnologia din oțelărie. Înlocuirea laminoarelor bluming-slebing cu turnarea continuă va fi foarte accentuată în perioada 1979—1985, iar pînă în 1985 capacitatea de turnare continuă va reprezenta cca. 57 % din producția totală a Spaniei. Problemele diferitelor laminoare învechite de tablă groasă vor fi rezolvate pînă în anul 1985, dată pînă la care cele mai vechi laminoare vor fi lichidate.

Recunoscînd eforturile realizate de industria națională în ultima decadă în direcția specializării producției, planul siderurgic afirmă că, în lumina instalațiilor moderne și existenței unei forțe de muncă calificate, se mai pot face progrese simțitoare în această direcție. Industria trebuie să acorde o atenție deosebită produselor cu valoare suplimentară ridicată în contextul competitivității cu celelalte țări avansate din punct de vedere industrial, bogate în resurse naturale și care sînt avantajele în producerea semifabricatelor și produselor de bază.

Aceasta se poate realiza prin simpla modificare a instalațiilor, ceea ce nu presupune investiții mari, se spune în încheiere în planul amintit mai sus.

(În: *Metal Bulletin, Anglia nr. 6348, 1988, p. 38)*

Producția de oțel a Combinatului siderugic Huta Katowice

În 1979, al doilea an de producție al Combinatului siderurgic Huta Katowice, va fi exploatată totalitatea capacităților de producție ale secțiilor inaugurate în prima etapă de construcție a combinatului. Furnalele, oțelăria și laminoarele de semifabricate și profile mijlocii vor funcționa complet. Industria poloneză va primi în anul acesta de la Huta Katowice peste 4,2 mil. t oțel, în timp ce laminoarele vor furniza peste 1,6 mil. t produse siderurgice finite. Una din sarcinile cele mai importante ale laminorului de profile grele va fi dezvoltarea producției de șine grele, de rezistență superioară și înaltă calitate.

De asemenea, în 1979 se va modifica și structura exporturilor directe. Pînă acum, combinatul a livrat clienților din străinătate peste 1 mil. t semifabricate și produse finite, în 15 țări cu industrie dezvoltată.

Toate oțelurile de destinație specială — în primul rînd oțelurile de șine — vor trece printr-o instalație de degazare sub vid, obținîndu-se astfel un grad înalt de puritate, datorită eliminării impurităților gazoase și a incluziunilor nemetalice.

(În : *Revue de l'économie polonaise, Polonia, nr. 7(412), 1—25* apr., *1979, p. 11*)

Intrarea în funcțiune a oțelăriei nr. 3 de la uzina Yawata

Oțelăria nr. 3 care se caracteri-zează prin cea mai modernă tehnologie și echipament a început să funcționeze la uzinele Yawata, cu o capacitate de producție lunară de 360 000 t.

Echipamentul include două convertizoare cu insuflare de oxigen de 300 t. Mașina de turnare continuă are una din cele mai rapide viteze de turnare din lume, la o viteză maximă de 2 m/min. Mașina toarnă sleburi cu o grosime de 200—250 mm, o lățime de 800—2 100 mm și o lungime de 5 000—13 300 mm. Greutatea maximă a instalației este de 54 t.

O caracteristică importantă a uzinei este reducerea energiei. De exemplu, se aplică „un sistem închis de energie", în care energia utilizată este recuperată sub forma gazului LD și aburului.

În scopul îmbunătățirii coeficientului de recuperare, sînt utilizate măsuri speciale pentru gazul LD și abur, în timp ce îmbunătățirile în ceea ce privește funcționarea uzinei fac posibilă o reducere în continuare a consumului de electricitate, oxigen, gaz de cocserie și apă.

A fost instalat un nou sistem de recuperare a gazului de tip OG, cu o capacitate de 280 000 m^3/h, și se utilizează un echipament de degazare DH de tip convertizor cu ridicare și echipament de desulfurare la vagonetele torpedo.

Pentru mașina de turnare continuă tehnologiile puse la punct de compania Nippon Steel, cum este turnarea prin compresiune (CPC), care elimină fisurarea interioară a slebului și cristalizorul cu lățime variabilă.

Alte caracteristici sînt metoda de reparare și recăptușire a distribuitorului N — CAST a companiei Nippon Steel și sistemul de schimb rapid al suportului cristalizorului. La început N—CAST a fost pusă la punct pentru recăptușirea oalei, iar mai tîrziu aplicată la distribuitoare pentru scăderea consumului de refractare.

Echipamentele principale instalate de curînd în cadrul programului de reînnoire a uzinei Yawata includ furnalul nr. 4 (cu volumul interior de 4 250 m^3), un laminor universal pentru șine și profile mari, un laminor pentru țevi fără cusătură de 16 inci și o nouă instalație de aglomerare.

(În : *Nippon Steel News, Japonia, nr. 108, 1979*)

Noi miniuzine electrice

Siderurgia greacă are în studiu două proiecte de miniuzine electrice : la Kilkis (250 mii t/an, din care 30 mii t oțel inoxidabil) și la Patras (60 mii t/an oțel beton). Totodată s-a confirmat construirea, de către Korf. A.G., a unei unități de reducere directă și a unei oțelării electrice de 850 mii t/an oțel beton și sîrmă în Arabia Saudită.

(În : *L'Usine Nouvelle, Franța, nr. 14, 1979, p. 73*).

Cuptorul electric cu arc UHP Krupp furnizat firmei Cockerill

Un cuptor electric cu arc UHP de 45 t a fost pus recent în funcțiune la uzinele Hautmont ale companiei SA Cockerill Ougrée-Providence et Espérance-Longdoz, Belgia. Furnizat și montat de compania Krupp Industrie-und Stahlbau, Duisburg Rheinhausen, cuptorul va fabrica oțeluri de înaltă calitate. Acesta are diametrul de 4,8 m și regimul nominal de topire de 30 MVA, permițînd obținerea unor timpi de la o șarjă la alta de mai puțin de 2 h. Acesta este un al treilea cuptor Krupp de înaltă capacitate care va fi pus în funcțiune, la diferite companii, în timpul ultimelor trei luni.

(În : *Steel Times, Anglia, nr. 3, 1979, p. 42*)

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 5, 1979

Regimul tehnologic al bateriilor de cocs, p. 10 — *Rezistența mecanică a cocsului în funcție de compoziția încărcăturii de cărbune,* p. 14 — *Modificarea rezistenței încărcăturii de cărbune compactizate în procesul de încălzire,* p. 17 — *Probleme ale progresului tehnico-științific în fabricarea cocsului,* p. 20 — *Un set de noi blocuri funcționale ale sistemelor automatizate de comandă la distanță a mașinilor de cocsificare,* p. 39 — *Mecanizarea lucrărilor grele cu volum mare de muncă în producția cocsochimică,* p. 40 — *Influența umidității cărbunilor preparați asupra economiei producției cocsochimice și de furnal,* p. 42 — *Introducerea sistemului complex de comandă a calității producției la uzinele cocsochimice din Ucraina,* p. 45 — *Asimilarea fabricării cocsului brichetat pe plan mondial,* p. 58 — *Industria cocsochimică a Angliei,* p. 61.

Iz. VUZ. Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 5, 1979

Procesele de oxidare în timpul decarburării băii de metal, p. 5 — *Dependența vitezei de decarburare de proprietățile topiturii,* p. 9 — *Determinarea experimentală a suprafeței de contact a reactivilor în amestecurile de pulberi,* p. 12 — *Eficiența preîncălzirii componentelor șarjei de aglomerare în zona încălzirii intensive,* p. 16 — *Cinetica și mecanismul aglomerării peletelor tratate cu fondanți de la exploatarea minieră Lebedinsk* p. 20 — *Problema dezoxidării oțelului cu Al — Ba,* p. 25 — *Particularitățile de formare a produselor primare de dezoxidare,* p. 29 — *Cercetarea transferului de masă în baia lichidă, în timpul suflării prin dopuri poroase,* p. 34 — *Legătura dintre modificarea proprietăților fizice ale oțelului lichid și procesele de segregare în timpul formării unui lingou mare,* p. 38 — *Studierea formării suflurilor alveolare în procesul de cristalizare a lingourilor din oțel semicalmat,* p. 42 — *Organizarea regimului de evacuare a căldurii lingoului continuu din oțel, în zona răcirii secundare,* p. 46 — *Rezolvarea prin metodele algebrei logice a unor sarcini dificile privind prelucrarea metalelor prin presiune,* p. 49 — *Metoda energetică de calcul a deformărilor și a tensiunilor în timpul laminării în calibre (I),* p. 53 — *Determinarea cimpului termic al laminării finale la laminorul cu patru cilindri,* p. 56 — *Influența regimurilor de laminare a sleburilor asupra calității tablei de oțel,* p. 61 — *Deducerea formulelor empirice de determinare a parametrilor de forță ai presării cu frecarea activă,* p. 65 — *Trepidația cilindrilor de la laminoarele cu douăzeci de cilindri (I),* p. 69 — *Determinarea dimensiunilor semifabricatului în timpul rulării transversal-elicoidale a țevilor zimțuite cu pereți subțiri,* p. 73 — *Lungimea contactului între cilindri la caja cu patru cilindri,* p. 76 — *Influența citorva factori asupra parametrilor de forță ai laminării la calibrele închise de grinzi,* p. 80 — *Uzura adeziv-mecanică a matrițelor,* p. 84 — *Metoda de calcul a rezistenței acelor cilindrice cu ajutorul calculatorului electronic,* p. 89 — *Studierea solubilității fierului în aluminiu și în materialele de tip SAP prin metoda IaGR,* p. 92 — *Cercetarea ordinii apropiate în aliajele sistemului fier-vanadiu,* p. 98 — *Particularitățile solubilității reciproce a fazelor, în timpul încălzirii aliajului INDK 35T5 (II),* p. 101 — *Influența deformării la cald asupra cineticii transformărilor austenitei, în condițiile răcirii neîntrerupte,* p. 105 — *Carburarea ciclică a oțelului în atmosfera cu un potențial variabil de carbon,* p. 110— *Influența modificatorilor calciu-magneziu asupra rezistenței lingotierelor,* p. 116 — *Studierea jetului turbionar la cuptoarele adînci cu arzător central,* p. 119 — *Calculul produselor de conversie ale metanului cu aerul îmbogățit cu oxigen,* p. 123 — *Cercetarea experimentală a pulsațiilor presiunii dinamice în jeturile turbionare de gaze,* p. 127 — *Măsurarea exactă a temperaturii gazelor,* p. 133 — *Elaborarea metodei de apreciere a eficienței canalelor de comandă a profilului transversal al benzii în grupul de finisare al laminorului (II),* p. 138 — *Automatizarea procesului de recoacere de recristalizare cu utilizare de transformatori tiristorizați de frecvență înaltă,* p. 142 — *Analiza rapidă a conținutului rezidual în metale de pămînturi rare în fontă,* p. 145 — *Perfecționarea planificării curente de ramură a producției de fontă și oțel la OASU Cermet,* p. 148 — *Calculul forțelor atracției capilare* p. 152.

Hutnik, Polonia, nr. 4, 1979

Circulația cocsului înaintea gurilor de vînt de la furnal, p. 145 — *Deformarea benzii laminate în poziție înclinată în raport cu linia neutră a cilindrilor,* p. 149 — *Cercetări metalografice de recristalizare după deformarea la cald a oțelului martensitic,* p. 155 — *Condițiile de stabilitate a flăcării la arderea gazului combustibil în cuptoarele de încălzire,* p. 162 — *Lingourile de turnare continuă folosite ca încărcătură pentru fabricarea țevilor din oțel fără sudură,* p. 166 — *Factorii tehnologici care influențează asupra îngroșării capetelor țevilor laminate la laminoarele reducătoare,* p. 172 — *Rezistența în timp a cusăturilor sudate și topite ale țevilor din oțel 20H12MIF,* p. 178.

Wiadomosci Hutnicze, Polonia, nr. 4, 1979.

Fabricarea siliciului tehnic pur, p. 125 — *Segregarea în lingourile din oțel de 7 t,* p. 129 — *Efectul răcirii tablelor la laminorul continuu,* p. 134 — *Modernizarea în etape a laminorului intermediar de la Henningsdorf,* p. 139 — *Influența temperaturii de revenire asupra rezilienței oțelului 18H2N4MA,* p. 144 — *Bobinarea în parte a oțelului,* p. 148 — *Acțiunea cîmpului electromagnetic asupra fontei lichide și a oțelului,* p. 150 — *Cercetarea electrozilor pentru cuptoarele electrice cu arc,* p. 156 — *Legăturile prin radio în transportul metalului c.f.* p. 160 — *Rolul maistrului în conducerea colectivului uman,* p. 162.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 10, 1979

Optimizarea proceselor de deformare prin îmbinarea cunoștințelor empirice și teoretice prin exemplificarea forjării libere, p. 495 — *Laminarea prin forfecare, un nou procedeu de laminare la rece — influențe asupra forței de laminare, momentului de rotație, formei benzii și proprietăților benzilor,* p. 503 — *Caracterizarea structurii șinelor laminate și patentate din oțel cu conținut ridicat de carbon,* p. 509 — *Determinarea rezistenței la compresiune la frig a peletelor pentru furnal prin diferite procedee,* p. 513.

BHM, Austria, nr. 3, 1979

Studii comparative asupra zgurelor feroase preistorice, p. 79— *Sisteme alcohidraulice — principii, proiectare, întreținere,* p. 84 — *Influența standardizării părților componente ale macaralelor din siderurgie asupra întreținerii lor,* p. 98.

Aciers Spéciaux, Franța, nr. 45, febr. 1979

Posibilități de utilizare a oțelurilor inoxidabile la schimbătoarele cu apă de mare, p. 3 — *Alegerea oțelurilor și condițiile de tratament termic,* p. 10 — *Benzile inoxidabile foarte subțiri pentru utilizări speciale,* p. 17 — *Specificații ale produselor plate subțiri din oțel inoxidabil în funcție de utilizările lor,* p. 23.

C.I.T., Franța, nr. 3, 1979

Circuitele de analiză comparativă de la A.T.S., p. 343—*Aplicarea statisticii în laboratoare,* p. 363 — *Necesarurile de energie ale siderurgiei anului 2000,* p. 369 — *Calcularea efectului termic datorat adaosului de elemente de aliere la o baie de oțel,* p. 385 — *Ruperile intergranulare,* p. 409 — *Primele lucrări LECES privind zgomotul în siderurgie,* p. 437.

Bollettino Tecnico Finsider, Italia, nr. 379, mart—apr., 1979

Piese forjate din oțel inoxidabil pentru centrale nucleare — efectul unor variante operaționale asupra recristalizării oțelului termic AISI 304, p. 67 — *Simularea proceselor de fabricare a oțelului în convertizorul cu oxigen cu ajutorul modelelor fizico-matematice II — Structura modelului de simulare a convertizorului*

LD și primele rezultate obținute, p. 74 — *Automatizarea cuptoarelor de recoacere la centrul siderurgic Italsider din Bagnoli. Îmbunătățirea previziunilor privind timpul de încălzire*, p. 83.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 5, 1979

Asimilarea producției de refractare compacte caolinice pentru furnale, p. 6 — *Producția de inserții termoizolante pe bază de durit*, p. 12 — *Tehnologia arderii materialului refractar pe bază de oxid de aluminiu sinterizat*, p. 15 — *Situația și direcțiile de bază ale dezvoltării utilajului de presare, în industria materialelor refractare*, p. 21 — *Utilizarea materialelor fibroase pentru izolarea termică a conductelor de sub vatră la cuptoarele de încălzire continue*, p. 24 — *Cercetarea unor noi construcții de căptușeli pe bază de refractare din materiale fibroase*, p. 27 — *Separarea particulelor refractare în timpul torcretării cu flacără a căptușelii convertizoarelor cu insuflare de oxigen* p. 31 — *Plăcile refractare pentru sudarea pe o singură parte a construcțiilor de oțel*, p. 34 — *Experiența de utilizare a prafului captat în timpul arderii caolinului la torcretarea oalelor de turnare a oțelului*, p. 37 — *Cercetarea rezistenței la uzură a refractarelor pe bază de magnezit-spinel, în scopul utilizării lor la convertizoarele pentru fabricarea cuprului*, p. 39 — *Influența adaosurilor superficial-active asupra proprietăților de structură și mecanice ale amestecurilor semiuscate din oxid de crom*, p. 43 — *Sinterizarea oxidului de magneziu, obținut din hidrocarbonat de magneziu*, p. 47 — *Analiza Roentgen cantitativă a cristobalitului în sticlă de cuarț*, p. 51 — *Refractare din var tehnic*, p. 55 — *Cercetarea cu ajutorul microscopului electronic a suprafeței de degradare a ceramicii mulito-corindonice*, p. 57.

Giesserei, R.F.G., nr. 9, 1979

Programul congresului „Giesserei-technik 79", p. 236 — *Din activitatea Uniunii de turnătorie din R.F.G. pe anul 1978*, p. 237 — *Sinteză bibliografică anuală asupra cuptoarelor electrice de topire*, p. 282.

Fonderie, Franța, nr. 389, mai 1979

Determinarea rapidă a gradului de nodulizare a unei fonte tratate cu magneziu, prin măsurarea conductibilității termice a două părți ale unei epruvete — compusă din două bare de diametre diferite — cu ajutorul unei singure curbe de solidificare, p. 159 — *Caracteristicile de sudabilitate ale oțelurilor turnate*, p. 169 — *Controlul structurii aliajului A — S12UN*, p. 179.

VRĂRILE NOASTRE COMPLEXE ÎN DOMENIUL URNĂTORIEI CUPRIND:

- ciclul complet de proiectare pentru :
  - echipament tehnologic și instalațiile de desprăfuire;
  - documentația de construcție ;
  - instalațiile energetice și de ventilație.

le asemenea :

- livrările de echipamente complete pentru secțiile de turnă-orie ;
- montarea completă a mașinilor, echipamentelor și instala-iilor sau asistența tehnică la lucrările de montaj ;
- pregătirea personalului beneficiarului ;
- asistență tehnică completă în perioada de garanție și după garanție ;
- la cererea clientului se execută toate lucrările de construcții-montaj, inclusiv construirea halelor de producție și a altor secții care intră în componența turnătoriei.

centrozap

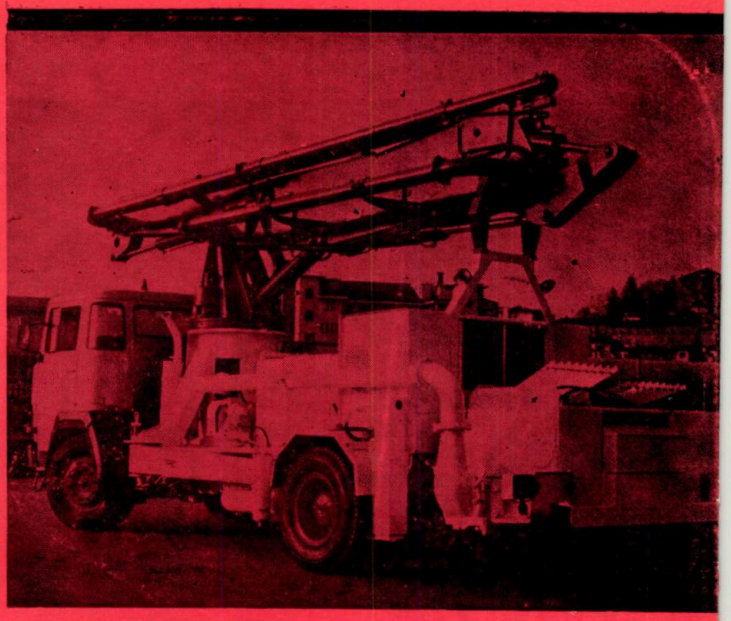
MAȘINI ȘI UTILAJE DE TURNĂTORIE

- uscătoare cu strat fluidizat pentru amestecurile de formare;
- aeratoare, ciururi și separatoare;
- amestecătoare pentru amestecuri de formare și de miezuri;
- mașini de formare prin presare cu vibrare și mașini de formare cu jet de amestec;
- cubilouri cu vînt cald și rece;
- grătare de dezbatere prin șocuri;
- mașini de sablare și hidrosablare;
- instalații de manipulare și transport pneumatic;
- aparataj de laborator;
- linii de turnare cu amestecuri de formare lichide și friabile cu autoîntărire;
- regenerarea maselor bentonitice;
- regenerarea amestecurilor furanice.

Întreprinderea de Comerț Exterior
CENTROZAP
40 — 036 Katowice, Ligonia 7, Polonia
C.P. 825; Telefon 513 — 401; Telex 0312 — 416
Adresa telegrafică: Centrozap — Katowice

ublicom

ÎNTREPRINDEREA DE UTILAJ GREU PENTRU CONSTRUCȚII GALAȚI



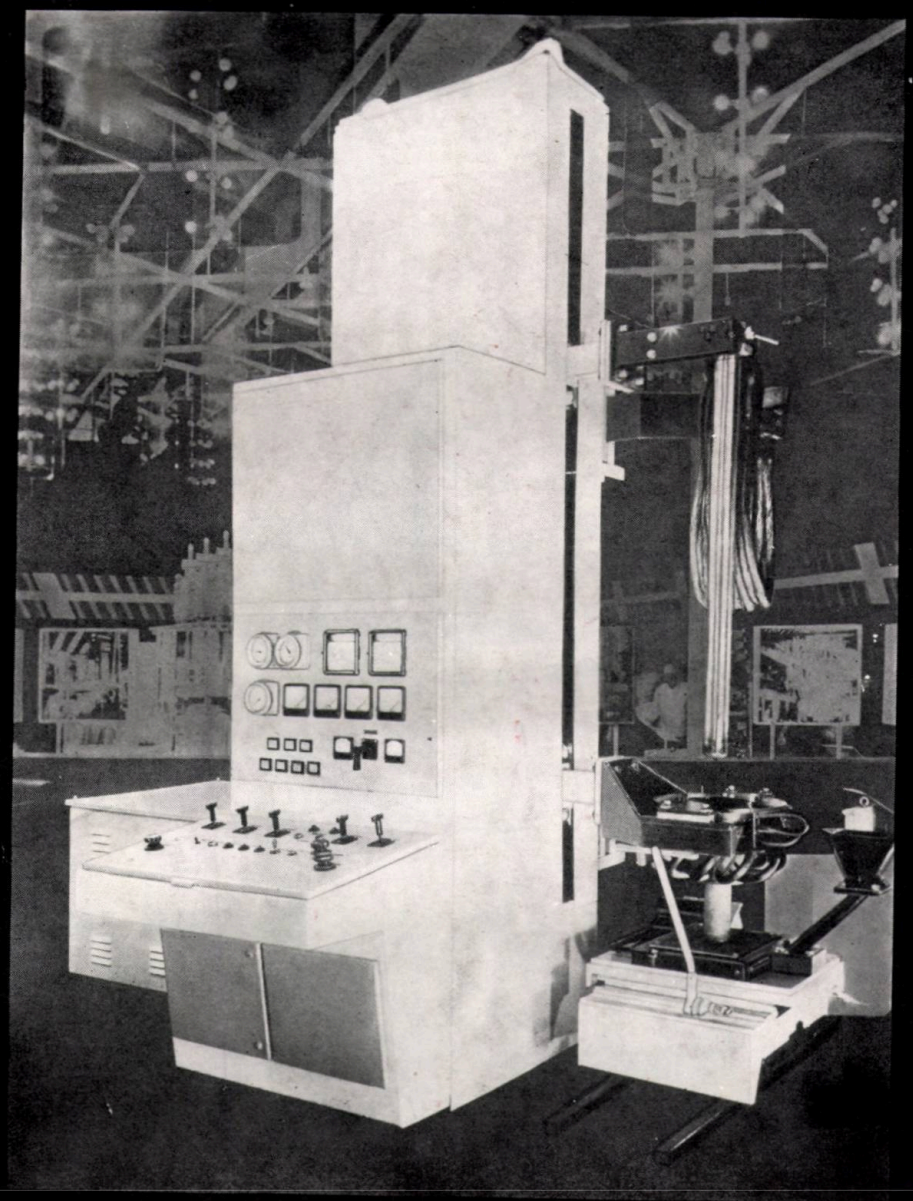
(I. U. G. C. — Galaţi)

este profilată pentru mecanizarea lucrărilor de construcţii-montaj la obiectivele industriale din ramura metalurgiei situate în Galaţi, Călăraşi, Reşiţa, Hunedoara şi Tîrgovişte, fiind dotată în acest scop cu mijloace mecanizate dintre cele mai moderne :

- sonete pentru executarea piloţilor de tip Franky
- echipamente şi utilaje complete pentru execuţia de coloane forate cu diametre pînă la 800 mm şi adîncimi pînă la 40 m
- instalaţii pentru executarea de ecrane etanşe din beton cu lăţimea de 800 mm şi adîncimi pînă la 40 m
- automacarale şi macarale pe pneuri şi şenile cu capacităţi pînă la 140 t, printre care automacarale cu braţ telescopic între 80 şi 110 t
- o gamă variată de utilaje terasiere, buldozere, excavatoare, autoîncărcătoare cu care poate executa lucrări complexe de terasamente şi drumuri cu execuţia la tarif fizic
- instalaţii pentru punerea în operă a betonului, autopompe de beton cu capacităţi pînă la 60 m^3/h, automalaxoare cu capacitatea pînă la 5,5 m^3 .etc.

I. U. G. C — Galaţi
Sos. Smîrdan nr. 2,
telefon : 30031

ELABORAREA METALELOR DE ÎNALTĂ CALITATE PENTRU PIESE DE MARE IMPORTANTĂ



Cuptorul universal de retopire sub zgură electrică permite obţinerea de lingouri de secţiune diferită, cu greutate pînă la 250 kg.

Construcţia cuptorului EChP-0,25 VG permite retopirea electrozilor consumabili într-un cristalizor fix sau mobil, care se deplasează de-a lungul lingoului fix.

Cuptorul EChP-0,25 VG comportă un echipament pentru topirea fondantului şi pentru sudarea sub zgură electroconductoare. Capacitatea creuzetului pentru topirea fondantului este de 70 kg.

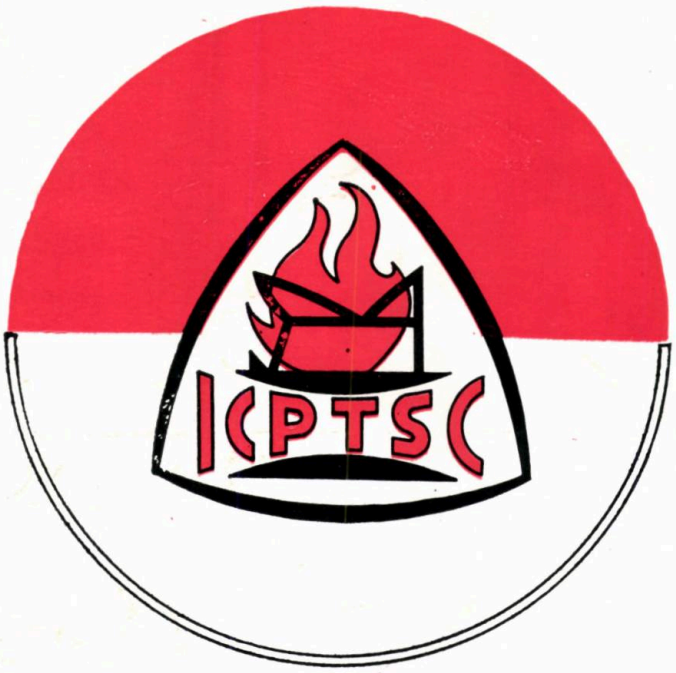
ENERGOMACHEXPORT

127486 - Moscova, 1, Degouninskaia nr. 4, Tel: 487.31.82, Telex : 7565

PUBLICOM

INSTITUTUL DE CERCETARE STIINTIFICA, INGINERIE TEHNOLOGICA SI PROIECTARE PENTRU SECTOARE CALDE

TECHNOLOGICAL INSTITUTE FOR HOT PROCESSES



formare miezuire turnare
moulding core making casting

deformări plastice
plastic deformation

tratamente termice si termochimice
heat and termochemical treatment

studiul metalelor
metal study

A.
Institutul elaborează la cerere tehnologii, know-how, expertize, studii, proiecte pentru utilaje, instalaţii, linii complexe, secţii şi unităţi industriale, precum şi materiale auxiliare pentru domeniul sectoarelor calde şi acordă solicitanţilor asistenţă tehnică de înaltă calificare.

B.
The institute elaborates on order technologies, know-how, expert appraisements, studies, designs for equipment, installations, complex lines, shops and industrial units, and also auxiliary materials for the hot processing field, and grants to its sollicitors high skilled technical assistance.

SOS OLTENITEI 105 75651 BUCURESTI-ROMANIA
Telefon 83 21 70 Telex 11 798 Calde

Aussenhandelsunternehmen METAROM

21-23 Mendeleev st. · Telefon 150543 · Telex 11705 · Tel.-Adr. MEROM · Bukarest 1 · Rumänien

METAROM entwickelt seine Export-Import-Tätigkeit in folgenden Bereichen:

- Eisen- und Nichteisenindustrie
- Koks- und chemische Industrie
- Industrie der feuerfesten Materialien

METAROM wird von Forschungs- und Projektierungsinstituten weitgehender Erfahrung unterstützt und kann folgendes anbieten:

- Studien bezüglich Durchführbarkeitsmöglichkeiten, Forschungsaufgaben
- Gesamt- und Detail-Engineering für jedwedes Projekt
- Technischer Beistand, Konstruktion und Fertigung von kompletten metallurgischen Werken

METAROM bietet Anlagen u. Anlageteile wie folgt an:

- Sinteranlagen
- Konverter und Elektroöfen
- Stranggiessanlagen
- Warm- und Kaltwalzwerke
- Schmiede- und Stranggussanlagen
- Erzaufbereitungsanlagen
- Hochofenanlagen und -einrichtungen

METAROM's export and import activities are in the following fields:

- Iron and Non-ferrous Metals Industries
- Coke and Chemical Industries
- Refractory Materials Industry

METAROM can rely on the assistance of research and project institutes and can offer:

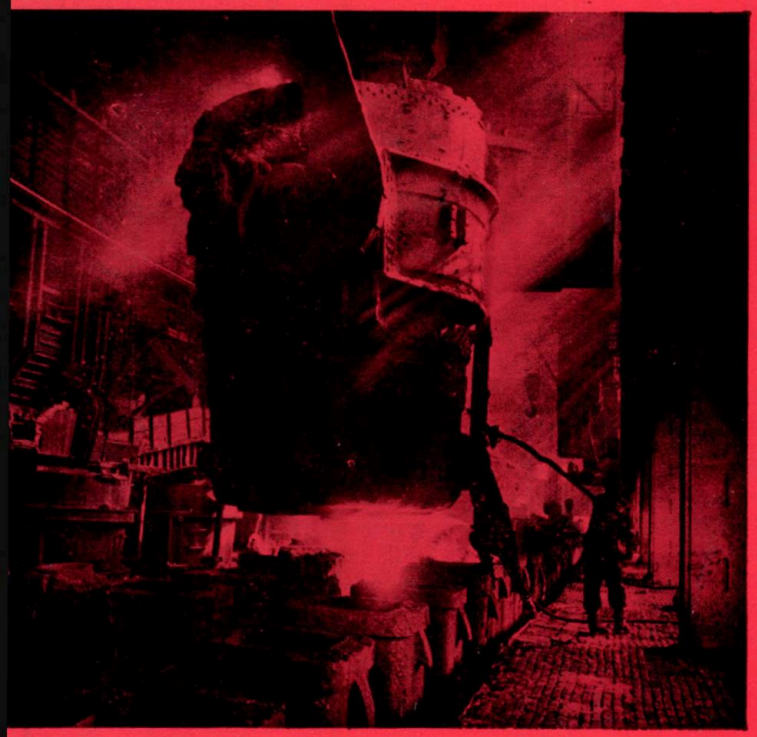
- Feasibility Studies, Research Studies
- Complete and Detail Engineering for any project
- Technical Assistance, Design and Erection of complete metallurgical plants

METAROM offers the following plants and installations:

- Sintering Plants
- Converters and Electric Furnaces
- Continuous Casting Plants
- Hot and Cold Rolling Mills
- Forging and Extrusion Plants
- Ore Processing Plants
- Blast Furnace Plants and Installations

METAROM

Foreign Trade Company



CSH

1979 NOV 12

vă oferă

profile laminate din oţeluri carbon calmate şi necalmate, din oţeluri carbon de calitate, aliate şi slab aliate.

● rotunde cu diametrul de 10–180 mm ● cornier 20×20–150×150 mm ● I 18–I 24 ● U 6,5 – U 24 ● late de 20×5–150×20 mm ● benzi laminate la cald de 200×2 – 370×5,5 mm ● ţagle, blumuri pentru forjă, de 70×70 – 400×400 mm ● oţel beton cu profil periodic laminat la cald, oţel beton neted laminat la cald, sîrmă laminată la cald, profile speciale pentru armături de mină, pentru talpa şenilei de tractor etc.

1884 · 1974 CSH 90 ANI

COMBINATUL SIDERURGIC HUNEDOARA

r. Dr. P. Groza nr. 8. Hunedoara ● Telex: 032411 ● Tel: 12533 – 11075 – 12767 – 11462 – 12747

E 3280

REFERALVA

METALURGIA

10-11

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XXXI • NR. 10—11 • Oct. - Nov. 1979

C P C D M

Centrala de prelucrarea şi colectarea deşeurilor metalice Bucureşti

Str. Theodor Aman nr. 4
telefon 13.88.29

colectează şi prelucrează deşeurile metalice feroase şi neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50 % din materia primă.

● Prin mărunţirea, brichetarea şi presarea strunjiturilor, deşeurilor de sîrmă şi de tablă, de către organizaţiile socialiste care predau curent cantităţi de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile şi se reduce preţul de cost pe tona de metal

● Sortînd şi predînd separat unităţilor C.P.C.D.M.—Bucureşti sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oţel rapid şi aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oţelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

● Pentru deşeurile de oţel vechi aliat şi fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unităţile C.P.C.D.M.—Bucureşti achită pentru fiecare procent de element de aliere conţinut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 „
1% molibden	=	750 „
1% cobalt	=	1 120 „
1% wolfram	=	1 200 „

● Prin strîngerea, sortarea, depozitarea şi predarea deşeurilor metalice pe sortimente după compoziţia chimică şi forma fizică, conform STAS 6058/66 şi 3017/68, încă de la locul de apariţie, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — Bucureşti, prelucrînd deşeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice şi pirotehnice, dublează greutatea volumetrică şi reduce timpul de încărcare în cuptoare.

METALURGIA

Anul 31 Nr. 10—11 oct.—nov. 1979

CUPRINS

Gâdea Suzana, Drăgan, N. și *Ianc, P.*: **Transformări structurale în domeniul austenitic în oțelurile de construcție microaliate.** 501

Ivanoff, Gh.: **Aspecte privind comportarea oțelurilor cu granulație fină la sudare.** 509

Pițigoi, B.: **Metode de răcire a benzilor laminate la cald (II)** 514

Ilie, D. și *Cioară, Ecaterina*: **Stabilirea planului optim de producție al unei întreprinderi siderurgice cu ajutorul jocurilor strategice.** 520

Szöcs, Ecaterina și *Szöcs, Șt.*: **Unele considerații privind formarea la crud a carcaselor de motoare electrice și accesoriilor la presiuni înalte (I)** 525

Surdulescu, M.: **Instalație de formare în cîmp magnetic.** 529

Nicolae, A., Vlad, C. și Nedeff, I.: **Cercetări privind schimbarea proprietăților fontelor albe prin aliere cu cupru** 535

Drăgan, I. și *Lammert, Fr.*: **Criterii de apreciere a curgerii metalului deformat și influența acesteia asupra volumului bavurii.** 539

Atanasiu, N.: **Considerații cu privire la calitatea produselor din aliaje de aluminiu deformabile.** 543

Țințăreanu, M.: **Utilizarea tehnologiilor de extruziune în atelierele de forjă cu dotare clasică.** 547

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

Niac, G.: **Reactivitatea termodinamică a unor cocsuri față de vaporii de apă și bioxidul de carbon.** 551

Varga, B.: **Turnarea continuă și semicontinuă a cuprului și aliajelor sale** 555

DOCUMENTARE

COLEGIUL DE REDACȚIE

LAURENȚIE SOFRONI-*președinte*, CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, ALEXANDRU CIOROGAR, SORIN CÎNDEA, ANTONICĂ DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, SUZANA GĂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, ȘTEFAN RĂDVAN, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor: G. COJOCARIU
Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export—Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01 B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi: lei 150 anual; tarif pentru abonamente individuale: 48 lei anual. Costul unui exemplar: lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.Tc. nr. 137/84361/978"

I.P.I. c. 1505

42 406

1979 DEC 4

CONTENTS

DC : 669. 14. 018. 291 : 620. 192 4

Gâdea, Suzana, Drăgan, N. and *Ianc, P.* : **Structural transformations within the austenitic range of structural microalloyed steels**

The researches aimed at establishing the structural transformation kynetics which took place within the austenitic range of nitrogen, vanadium and aluminium microalloyed steels during hot deformation.

The authors have drawn the static recrystallization diagrams of hot deformed austenite and the static precipitation diagrams of vanadium and aluminium nitrides, fonction of temperature and time.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 501–508

DC : 669.14.018.62

Ivanoff, Gh. : **Aspects concerning fine granulation steel behaviour at welding**

The author presents the fine granulation steel behaviour after welding, with different chemical composition, By varying the vanadium and niobium content within the range 0,07–0,15 and 0,035–0,050, for the OCS 55/STAS–9021–75 steel grade, the author intended to modify tenacity in the zone which is thermically influenced at welding, by means of impact strength trials at – 20°, + 0°, 20°C temperatures.

At the same time, the author intended to determine, by experiments, the influence of heat quantity (welding linear energy) on the tenacity of thermically influenced zone after welding.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 509–513

DC : 621.78.013

Pifigoi, B. : **Methods for cooling of the rolled strip (II)**

For the cooling of the hot rolled strip, in view of increasing the mill output and quality control of the obtained product, it is possible to use different methods. The work shows the criteria and reasons from the theoretical and practical point of view for the choice, building and operation of the optimum cooling system, resulted as a consequence of the speciality studies and researches made by the author.

Metalurgia 31 ((1979), nr. 10–11, p. 514–519

DC : 65.012.2

Ilie, D. and *Cioară, Ecaterina* : **Determination of the best production plan in a steel work with the help of strategical games**

In this paper, the authors present a method for determining the optimum production plan of a steelwork, according to the aleatory demand of a user.

A conflictual situation modelled by a strategical games arises between the steelwork and the user. As a result, a decision-making policy is obtained, which mus tbe followed by the work in order to reduce the additional expenses as much as possible.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 520–524

DC : 621.742.44

Szöcs, Ecaterina and *Szöcs, Șt* : **Considerations on green sand moulding of electric motor casing and of high pressure auxiliary parts (I)**

The authors study the temperature influence on betonite and moulding sand properties for three type of bentonite : betonite of Valea Chioarului and active and non-active bentonite of Gura Sada. The authors determine the optimum bentonite consumption for the moulding for a fresh mixing addition of 5%.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 525–528

DC : 621.744.4 : 669.018.58

Surdulescu, M. : **Moulding installation in magnetic field**

The author presents a moulding-casting installation in magnetic field. It is equipped with 300 × 200 × 200 mm moulding boxes, thus ensuring the casting of parts with a maximum dimensions of 100 × 100 × 100 mm and a maximum weight of 7 kg/part made of steel, cast iron and nonferrous alloys. The installation productivity is of 60 moulds/h, that is about 300 kg part/h.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 529–534

DC : 669. 131.2 :539.4/.5

Nicolae A., Vlad, C. and *Nedeff, I.* : **Researches on the modification of white cast iron properties by copper alloying**

The paper presents the researches concerning the influence of copper on highly hypoeutectic white cast iron properties with a view to identifying the possibilities of influencing the cutting property by means of material structure and characteristics. The data presented by the authors prove that the cutting property may be influenced, with excellent results.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 535–538

DC : 539.374 : 621.979.07

Drăgan, I. and *Lammert, Fr* : **Estimation criteria of deformed metal flow and its influence on the barb volume.**

The authors discover a parameter known as flow module Mc, with the help of which fluidity and flow property may be estimated in terms of quantity for a hot deformed metal.

The authors present a method of selection of the deformation parameters and particularly of the deformation degree with a view to obtaining an optimum flow and a minimum metal loss volume in the form of barb.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 539–542

DC : 669.018.26 : 658.562

Atanasiu, N. : **Considerations on the quality of ductile aluminium alloy products**

The paper presents the influence of metallurgical and operational condition factors on the quality of the products made of ductile aluminium alloys with high mechanical resistance.

Among the metallurgical factors the author mentioned the alloy chemical composition and the manufacturing conditions, ductile deformation, processing and heat theatment, pointing out the factors which affect the product quality and the prevention measures.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 543–546

DC : 621.777 : 621.73

Tinţăreanu, M. : **Utilization of extrusion technologies in forging shops with conventional equipment**

Extrusion processes and particularly the versions which may be used in order to obtain parts are items of a large interest because they ensure high quality parts, a high dimension accuracy and a high productivity.

The technological conditions established at the beginning and the conditions, which resulted after the use of this process, have led to the manufacturing of high quality parts which is the aim of this process.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 547–550

DC : 669.162.16 : 536.7

Niac, G. : **Thermodynamic reactivity of certain types of coke to water steam and carbon dioxide**

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 551–554

DC : 621.74.047 : 669.3

Varga, B. : **Continuous and semi-continuous casting of copper and its alloys**

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 555–558

INHALT

DK : 669.14.018.291 : 620.192.4

Gâdea Suzana, Drăgan, N. und *Ianc, P.* : **Gefügeumwandlungen im Austenitbereich der mikrolegierten Baustähle**

Die durchgeführten Untersuchungen verfolgten die Festlegung der Kinetik von Gefügeumwandlungen die im Bereich der mit Stickstoff, Vanadium und Aluminium während der plastischen Warmverformung, stattfinden.

Es sind Diagramme gezeichnet worden für die statische Rückkristallisation des warmverformten Austenits und die Abscheidung der Vanadium-und Aluminiumnitride in Abhängigkeit zur Temperatur und Zeit.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 501–508

DK : 669.14.018.62

Ivanoff, Gh. : **Betrachtungen über das Schweissverhalten der feinkörnigen Stähle**

In der Arbeit wird das Schweissverhalten der feinkörnigen Stähle, mit verschiedenen chemischen Zusammensetzungen, beschrieben.

Durch die Veränderung des Vanadium-bzw. Niobgehalts zw. 0,07–0,15 und 0,035–0,50, wurde durch Kerbzähigkeitsversuche bei – 20°C, 0°C und + 20°C die Zähigkeit in der Wärmeinterferenzzone beim Schweissen verfolgt.

Metalurgia (31) (1979), nr. 10–11, p. 509–513

DK : 621.78.013

Pitigoi, B. : **Methoden für die Kühlung der warmgewalzten Bänder (II)**

Für die Kühlung des warmgewalzten Bänder zwecks Erhöhung der Produktivität des Walzwerkes und die kontrolle der Qualität der Erzeugnisse, können verschiedene Methoden verwendet werden.

Der Artikel stellt die Kriterien und die theoretischen Betrachtungen dar, im Hinblick auf das Auswählen, den Bau und den Betrieb des optimalen Kühlungssystems, die auf die Fachstudien und Forschungen zurückzuführen sind, die vom Verfasser durchgeführt wurden.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 514–519

DK : 65.012.2

Ilie, D. und *Cioară, Ecaterina* : **Festlegung des optimalen Erzeugungsplanes eines Hüttenwerkes mit Hilfe von strategischen Spielen**

Es wird eine Methode vorgeführt für die Festlegung des optimalen Erzeugungsplanes eines Hüttenwerkes als Wahrscheinlichkeitsfunktion eines Auftraggebers.

Zwischen dem Unternehmen und dem Auftraggeber erscheint eine konfliktuelle Lage, die durch strategische Spiele nachgebildet wird.

Es wurde zugleich eine Entscheidungspolitik beschrieben durch welche das Risiko herabgesetzt wird.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 520–524

DK : 621.742.44

Szöcs, Ecaterina und *Szöcs, Şt.* : **Einige Betrachtungen über das Hochdruck-Grünsandformen der Motorgehäuse und Zubehörteile (I)**

Man studiert den Temperatureinfluss auf die Bentoniteigenschaften und der Formmasse aus drei Bentonitsorten.

Es wird der optimale Bentonitverbrauch für eine Formmasse mit 5% Auffrischung festgelegt.

Metalurgia 21 (1979), nr. 10–11, p. 525–528

DK : 621.744.4 : 669.018.58

Surdulescu, M. : **Magnetfeld-Formanlage**

Es wird eine Magnetfeld Form-Giessanlage beschrieben. Die Anlage ist mit Formkästen 300 × 200 × 200 mm ausgerüstet welche das Giessen von Teilen 100 × 100 × 100 mm und 7 kg/Stk. aus Stahl, Gusseisen oder NE-Metallen gestatten. Die Leistung der Anlage beträgt 60 Formkästen/Stunde bzw. 300 kg Teile/Stunde.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 529–534

DK : 669.131.2 :539.4/5

Nicolae, A., Vlad, C. und *Nedeff, I.* : **Untersuchungen über die Beeinflussung der Eigenschaften von Weisseisen durch Legierung mit Kupfer**

In der Arbeit werden die Untersuchungsergebnisse über den Einfluss des Kupfers auf die Eigenschaften der stark untereutektischen Weisseisen, zwecks Beeinflussung der Zerspanbarkeit durch das Gefüge und der Materialeigenschaften.

Die Resultate beweisen dass die Zerspanbarkeit positiv beeinflusst werden können.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 535–538

DK : 539.374 : 621.979.07

Drăgan, I. und *Lammert, Fr.* : **Kriterien für die Beurteilung der Metallströmung und der Einfluss des Stromes auf das Gratvolumen**

In der Arbeit wird der Begriff Fliessmodul M_e definiert durch den die Fliessbarkeit eines warmverformten Metalls beurteilt werden kann.

Es wird eine Methode beschrieben durch welche eine optimale Strömung und minimale Verluste erzielt werden.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 539–542

DK : 669.018.26 : 658.562

Atanasiu, N. : **Betrachtungen über die Qualität der Erzeugnisse aus verformbaren Aluminiumlegierungen**

Es wird der Einfluss der metallurgischen und der Betriebsfaktoren auf die Qualität der Erzeugnisse aus verformbaren Aluminiumlegierungen gezeigt.

Man beschreibt die chemische Zusammensetzung der Legierung, die Herstellungsbedingungen, die plastische Verformung und die Betriebsfaktoren wie Spannungszustand, Temperatur, Umgebungsbedingungen und Betriebszeit.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 543–546

DK : 621.777 : 621.73

Tinţăreanu, M. : **Anwendung der Strangpresstechnologie in klassischen Schmiedewerkstätte**

Die Schmiedeverfahren, insbesondere für die Herstellung der Schmiedeteile sind von grossem Interesse da sie hohe Qualität, Massgenauigkeit und Produktivität sichern.

Durch die Anwendung der neuen Technologie sind Schmiedeteile hoher Qualität erhalten worden.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 547–550

DK : 669.162.16 : 536.7

Niac, G. : **Thermodynamische Reaktivität einiger Kokssorten gegenüber Wasserdampf und Kohlendioxyd.**

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 551–554

DK : 621.74.047 : 669.3

Varga, B. : **Das Strang-und halbkontinuierliche Giessen des Kupfers und der Kupferlegierungen**

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 555–558

SOMMAIRE

CD : 669.14.018.291 : 620.192.4

Gâdea, Suzana, Drăgan N. et *Ianc, P* : **Transformations structurelles dans le domaine austénitique des aciers de construction microalliés**

Les recherches effectuées ont eu comme but la détermination de la cinétique des transformations structurelles ayant lieu dans le domaine austénitique des aciers microalliés avec du N, V et Al, pendant la déformation plastique à chaud. L'oeuvre présente les diagrammes de récristallisation statique de l'austénite déformée à chaud, de précipitation des nitrures de vanadium et aluminium, fonction de la température et du temps, tracées par les auteurs.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 501–508

CD : 669.14.018.62

Ivanoff, Gh. : **Aspects concernant le comportement au soudage des aciers à grain fin**

On présente le comportement au soudage et après le soudage des aciers à grain fin, dans des variantes différentes de la composition chimique. De même, on a étudié par voie expérimentale l'influence de la quantité de chaleur (énergie linéaire de soudage) sur la ténacite de la zone d'influence thermique après le soudage.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 509–513

CD : 621.78.013

Pițigoi, B. : **Méthodes de refroidissement pour les bandes laminées à chaud (II)**

Pour le refroidissement de la bande laminée à chaud, dans le but d'augmenter la productivité du laminoir et de contrôler la qualité du produit obtenu, on peut utiliser des méthodes différentes. L'article présente les critères, les considérations théoriques et pratiques mises en jeu pour le choix, la construction et l'exploitation d'un système de refroidissement optimal, résultées des études et recherches faites par l'auteur.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 514–519

CD : 65.012.2

Ilie, D. et *Cioară, Ecaterina* : **L'établissement d'un plan optimal de production d'une entreprise sidérurgique à l'aide des jeux stratégiques**

Les auteurs présentent une méthode pour établir un plan optimal de production d'une entreprise sidérurgique, fonction de la demande aléatoire d'un bénéficiaire quelconque.

Entre l'entreprise et le bénéficiaire apparait une situation de conflit modelée par un jeu stratégique. On obtient ainsi une politique de décision qui doit être poursuivie par l'entreprise de manière à ce que le risque des dépenses supplémentaires soit réduit au minimum.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 520–524

CD : 621.742.44

Szöcs, Ecaterina et *Szöcs, Șt.* : **Quelques considérations sur le formage à vert des carcasses de moteurs électriques et des accessoires à de hautes pressions (I)**

On étudie l'influence de la température sur les propriétés de la bentonite et du sable de moulage pour trois qualités de bentonite : de Valea Chioarului, de Gura Sada active et non-active. On établit la consommation optimale de bentonite pour le sable de moulage, pour un rafraîchissement de 5%.

Metalurgia 31 (1978), nr. 10–11, p. 525–528

CD : 621.744.4 : 669.018.58

Surdulescu, M. : **Installation de formage en champ magnétique**

L'œuvre présente une installation de formage-moulage dans un champ magnétique. L'installation est equipée de châssis de moulage aux dimensions de 300 × 200 × × 200 mm et permet le moulage des pièces en acier, fonte ou alliages non-ferreux, ayant un gabarit maximal de 100 × × 100 × 100 mm et le poids maximal de 7 kg/pièce.

La productivité de l'installation est de 60 châssis/h, environ 300 kg pièces/h.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 529–534

CD : 669.131.2 :539.4/.5

Nicolae, A., Vlad, C. et *Nedeff, I.* : **Recherches sur la modification des propriétés des fontes blanches, due à l'alliage avec le cuivre.**

L'oeuvre présente des recherches qui concernent l'influence du cuivre sur les propriétés des fontes blanches fortement hypoeutectiques, afin de découvrir les facteurs capables d'influencer l'usinabilité, tels que la structure et les caractéristiques du materiel. Les résultats présentés prouvent que l'on peut influencer l'usinabilité d'une manière positive.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 535–538

CD : 539.374 : 621.979.07

Drăgan, I. et *Lammert, Fr.* : **Critères d'estimation de l'écoulement du metal deformé et son influence sur le volume de la bavure**

Dans l'œuvre on définit un paramètre dénommé module d'écoulement Mc, à l'aide duquel on peut estimer la propriété de fluidité, c'est-à-dire d'écoulement d'un métal deformé à chaud.

Comme application, on présente une méthode pour le choix des paramètres de déformation, du degré de déformation pour la réalisation d'un écoulement optimal et d'un volume optimal de la perte en métal sous forme de bavure.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 539–542

CD : 669.018.26 : 658.562

Atanasiu, N. : **Considérations sur la qualité des produits en alliages d'aluminium déformables**

On présente l'influence des facteurs métallurgiques et des facteurs déterminés par les conditions d'exploitation sur la qualité des produits en alliages d'aluminium déformables à haute résistance mécanique.

Comme facteurs métallurgiques, on décrit la composition chimique de l'alliage et ses conditions d'élaboration, le traitement thermique et le traitement par déformation plastique, en mettant en évidence les causes qui ont une incidence négative sur la qualité des produits. De même, on présente les mesures de prévention pour éviter cette incidence.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 543–546

CD : 621.777 : 621.73

Tințăreanu, M. : **L'utilisation des technologies d'extrusion dans les ateliers de forgeage à équipement classique**

Les procédé d'extrusion et surtout leurs variantes possibles d'application pour la réalisation des pièces forgées présentent un intérêt important, puisqu'ils assurent l'obtention des pièces de qualité, d'une grande précision dimensionelle, ainsi qu'une grande productivité.

Les conditions technologiques établies initialement et celles qui résultent de l'application de ce procédé ont conduit à l'obtention de pièces de qualité supérieure.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 547–550

CD : 669.162.16 : 536.7

Niac, G. : **La réactivité thermodynamique de certains types de coke aux vapeurs d'eau et au bioxyde de carbone.**

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 551–554

CD : 621.74.047 : 669.3

Varga, B. : **La coulée continue et semi-continue du cuivre et de ses alliages.**

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 555–558

СОДЕРЖАНИЕ

ДК : 669.14.018.291 : 620.192.4

Гыдя, Сузана, Дрэган, Н. и Янк, П.: **Структурные превращения в аустенитной области микролегированных конструкционных сталей**

Эксперименты исследовали установление кинетики структурных превращений, имеющих место в аустенитной области сталей микролегированных с азотом, ванадием и алюминием, во время горячей пластической деформации.

Были намечены диаграммы статистической рекристализации горячедеформируемого аустенита и осаждения нитридов ванадия и алюминия, в зависимости от тетмпературы и времени.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 10–11, p. 501–508

ДК : 669.14.018.62

Иванов, Гх.: **Аспекты, касающиеся поведения мелкозернистой стали при сварке**

В статье собщается о способе поведения после сварки мелкозернистой стали в различных вариантах химического состава.

Также, экспериментально исследовали влияние количества тепла (линейная сварочная энергия) на вязкость зоны термического влияния после сварки.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 509–513

ДК : 621.78.013

Пццигой, Б.: **Метод охлаждения горячекатанной полосы (II)**

В виду охлаждения горячекатанной полосы, учитывая увеличение производства стана и контроля качества готового изделия, используются разные методы.

Статья содержит теоретические и практические методы и соображения выбора конструктивных и эксплуатационных систем оптимального охлаждения, полученных в следствие научно-исследовательских работ автора по специальности.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 514–519

ДК : 65.012.2

Илие, Д. и Чиоарэ, Э.: **Установление оптимального производственного плана предприятия чёрной металлургии, при помощи стратегических игр**

В работе представлен метод установления оптимального производственного плана предприятия чёрной металлургии, в зависимости от спроса любого потребителя.

Между предприятием и потребителем возникает столкновение, моделированное стратегической игрой.

Предприятие следует принять решение так, чтобы снизить на минимум риск дополнительных затрат.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 520–524

ДК : 621.742.44

Сэёкс, Э. и Сэёкс, Шт.: **Некоторые мнения об образовании в сыром состоянии брони электродвигателей и их принадлежностей при высоком давлении (I)**

Изучается влияние температуры на свойства бентонита и на формовочную смесь трех видов бентонита: бентонит Валя Киоарулуй, активный бентонит Гура Сада и неактивный бентонит Гура Сада. Устанавливается оптимальный расход бентонита для формовочной смеси при переосвеживании на 5%.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 525–528

ДК : 621.744 : 669.018.58

Сурдулеску, М.: **Формовочная установка в магнитном поле**

Описывается формировочная-разливочная установка в магнитном поле. Установка оборудована опоками размерами 300 × 200 × 200 мм и позволяет разливку некоторых изделий с максимальным габаритом размером 100 × 100 × 100 мм и максимальным весом 7Кг/шт. из стали, чугуна или цветных сплавов.

Производительность установки-60 форм/ч, т. е. приблизительно 300 Кг изделий/ч.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 529–534

ДК : 669.131.2 :.539.4/.5

Николае, А., Влад, К. и Недефф, И.: **Исследования, касающиеся изменения свойств белых чугунов легированием с медью**

В работе представлены исследования, касающиеся влияния меди на свойства белых чугунов сильно доэвтетические, для выявления возможностей влияния обработки резанием посредством структуры и характеристиков материала. Представленные результаты доказывают, что можно положительно повлиять обработку резанием.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 535–538

ДК : 539.374 :621.979.07

Дрэган, И. и Ламмерт, Ф.: **Критерии оценки течения деформируемого металла и влияние этого на объём заусеницы**

В работе определяется параметр, названный модуль текучести Мс, посредством которого можно количественно оценить коэффициент текучести, т. е. по текучести горячо-деформируемого металла.

Приложением рекомендуется метод выбора деформируемых параметров и особенно степени деформации для осуществления оптимальной текучести и минимального объема потери металла в виде заусеницы.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 539–542

ДК : 669.018.26 : 658.562

Атанасиу, Н.: **Соображения, касающиеся качества деформирующихся изделий алюминиевого сплава**

В статье рассматривается влияние металлургических и определяемых эксплуатационными условиями факторов на качество деформирующихся изделий, изготовляемых из алюминиевого сплава с повышенной механической прочностью.

Среди металлургических факторов описываются состав сплава и условия производства, обработка пластической деформацией и термическая обработка, выявляя причины, которые отрицательно влияют на качество изделий и на предохранительные меры.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 543–546

ДК : 621.777 : 621.73

Цынцэряну, М.: **Применение технологии выдавливания в классически-оборудованном кузнечном цехе**

Способы выдавливания и варианты, которые можно использовать для изготовления изделий, представляют широкий интерес, так как они обеспечивают качественные изделия, точность измерения и высокую производительность.

Технологические условия, установлены первоначально и те, появляющиеся в применении способа привели к получению изделий высокого качества, имевших в виду при применении способа.

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 547–550

ДК : 669.162.16 :536.7

Няк, Г.: **Термодинамическая реакционная способность некоторых коксов к водяным парам и углекислому газу**

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 551–554

ДК : 621.74.047 : 669.3

Варга, В.: **Непрерывная и полунепрерывная разливка меди и её сплавов**

Metalurgia 31 (1979), nr. 10–11, p. 555–558

METALURGIA 10-11
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA
1979

Transformări structurale în domeniul austenitic în oţelurile de construcţie microaliate

Prof. dr. ing. Suzana Gâdea
Institutul politehnic — Bucureşti
dr. ing. N. Drăgan şi ing. P. Ianc
Institutul de cercetări metalurgice
Bucureşti

CZ: 669.14.018.291:620.192.4

Pentru obţinerea unor produse cu proprietăţi prestabilite, în urma proceselor industriale de fabricaţie care presupun o sumă de operaţii termice şi de deformare, este necesar controlul transformărilor structurale care au loc pe întreg parcursul fabricaţiei şi dirijarea lor în scopul dorit.

Din acest punct de vedere oţelurile de construcţie microaliate îşi datorează proprietăţile, în raport cu oţelurile de tip St 52 cu compoziţia chimică de bază asemănătoare, efectului elementelor de microaliere: V, Nb, Ti, Al, N, adăugate în cantităţi sub 0,2%, individual sau în combinaţie [1] — [3].

În aceste oţeluri, funcţie de modul de conducere a procesului tehnologic, elementele de microaliere se pot găsi în soluţie solidă sau sub formă de precipitate, avînd, corespunzător celor două moduri de existenţă, mecanisme de acţiune şi efecte asupra caracteristicilor structurale, diferite (fig. 1) [4]. Este evident

	$[Me]_\gamma$ (soluţie solidă în austenită)		Me_x (precipitat)
Mecanism	Micşorarea vitezei de difuziune Micşorarea temperaturii de transformare $\gamma \rightarrow \alpha$	Întîrzierea recristalizării	Finisarea mărimii de grăunte şi a structurii dislocaţiilor
Efectul asupra structurii	Finisarea granulaţiei Creşterea rezistenţei datorită dislocaţiilor	Finisarea granulaţiei Texturare	Finisarea granulaţiei Durificarea prin precipitare Controlul formei sulfurilor

EFECTUL Nb, V şi Ti ÎN OŢEL

Fig. 1. Mecanismul de acţiune al elementelor de microaliere şi efectul lor asupra structurii oţelurilor de construcţie

că modificarea caracteristicilor structurale determină, pentru o compoziţie chimică dată, mutaţii în nivelul proprietăţilor mecanice, în principal de rezistenţă (limita de curgere) şi tenacitate (temperatura de tranziţie).

Expresia cantitativă generală a relaţiei între structura şi proprietăţile de rezistenţă este dată de relaţia lui Petch [5]:

$$R_y = R_i + K_y \cdot d^{-1/2} \qquad (1)$$

în care: R_y este limita de curgere a oţelului; R_i — tensiunea necesară defectelor de reţea pentru a învinge forţele de frecare Peierls-Nabarro şi rezistenţa opusă de atomii elementelor străine aflate în soluţie; factorul K_y dă o măsură a tensiunii de forfecare care îşi are originea în dislocaţiile existente pe o bandă de alunecare, aflate pe limita de separare a grăunţilor; d — diametrul grăuntelui.

Pentru cazul oţelurilor de construcţie microaliate relaţia (1) devine:

$$R_y = R_i + R_p + K_y \cdot d^{-1/2} \qquad (2)$$

unde R_p reprezintă creşterea limitei de curgere datorită precipitării elementelor de microaliere.

Pentru tenacitate, Smallmann [6], aplicînd teoria lui Cottrell şi Griffith la ecuaţia lui Petch, stabileşte relaţia următoare:

$$\beta \cdot \mu \cdot \gamma = K_y \cdot [R_i \cdot d^{-1/2} + K_y] \qquad (3)$$

care în cazul oţelurilor microaliate devine:

$$\beta \cdot \mu \cdot \gamma = K_y \, [(R_i + R_p) \cdot d^{-1/2} + K_y] \qquad (4)$$

unde: μ este modulul de forfecare al fierului pur; β — o constantă care se referă la tipul de solicitare a epruvetei; γ — energia superficială de rupere, ceilalţi factori avînd semnificaţia prezentată anterior.

Pornind de la semnificaţia termenilor din ecuaţia (4) se arată că ruperea se produce după mecanismul ruperii ductile, cînd al doilea membru al ecuaţiei (4) are o valoare inferioară celui dintîi, şi după mecanismul ruperii fragile, în caz contrar temperatura de tranziţie la rupere fragilă fiind temperatura pentru care cei doi membri ai ecuaţiei sînt egali.

Rezultă deci că creşterea termenilor R_i şi R_p, deşi cu efecte pozitive asupra limitei de curgere, are efecte negative asupra temperaturii de tranziţie în timp ce finisarea granulaţiei (factorul „d") are efect pozitiv atît asupra limitei de curgere, cît şi asupra tenacităţii oţelurilor din această clasă.

În lumina celor mai sus menţionate apare evident că realizarea ansamblului optim al caracteristicilor de rezistenţă şi tenacitate ale oţelurilor microaliate poate fi obţinută numai printr-o cunoaştere detaliată a transformărilor de fază care determină mărimea granulaţiei, natura, cantitatea şi distribuţia precipitărilor elementelor de microaliere din aceste oţeluri. Întrucît pentru aceste oţeluri tratamentele termice, fie că acestea constau din călire şi revenire, fie dintr-o normalizare, se realizează la temperaturi inferioare (900—940°C) celor care mai pot influenţa decisiv cantitatea şi distribuţia fazelor precipitate, transformările structurale şi de fază cu rol decisiv asupra caracteristicilor mecanice ale oţelurilor în stare de utilizare au loc îndeosebi în timpul proceselor de deformare plastică la cald. Acestor transformări le-au fost consacrate cercetările care fac obiectul prezentului articol.

Transformările structurale şi de fază respective sînt recristalizarea (dinamică şi statică)

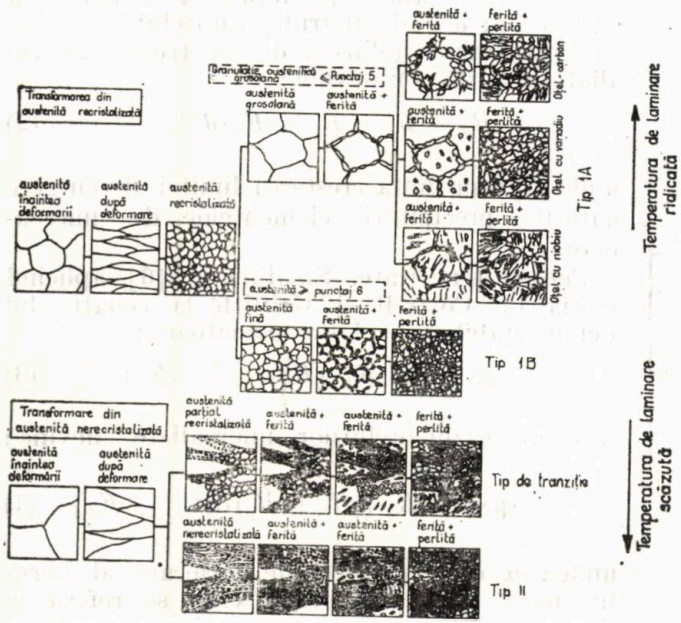


Fig. 2. Dependenţa formei, mărimii şi distribuţiei grăuntelui austenitic de parametrii tehnologici ai procesului de laminare la cald

în timpul deformării la cald şi al răcirii după deformare, pe de o parte, şi precipitarea nitrurilor şi al carbonitrurilor în timpul deformării la cald şi al recristalizării, pe de altă parte. Principial, dependenţa corelaţiei acestor transformări structurale şi de fază de modul de conducere a procesului de laminare este prezentată în figura 2 [7].

Oţelurile studiate şi metodologia experimentală

Compoziţia chimică a oţelurilor cercetate este prezentată în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziţia chimică a oţelurilor cercetate

Elemente, %								
C	Mn	Si	S	P	Ni	N, ppm	Al	V
0,16	1,32	0,37	0,015	0,011	0,74	145	0,050	urme
0,16	1,34	0,30	0,015	0,010	0,70	140	urme	0,16
0,16	1,28	0,40	0,015	0,010	0,65	138	0,040	0,15

Tratamentele termice şi mecanice (fig. 3) au fost realizate pe maşina automată de torsiune, tip Setaram, din dotarea ICEM.

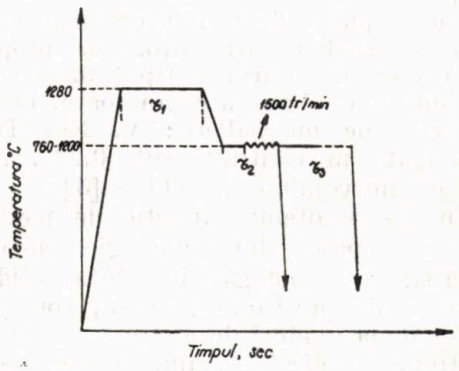
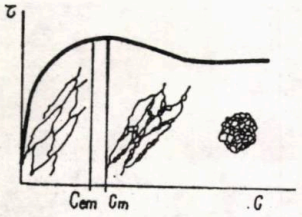


Fig. 3. Schema tratamentului termic şi mecanic utilizată pentru cercetarea proceselor de recristalizare şi precipitare

Cercetările au fost efectuate în domeniul de temperaturi 760—1 200°C, temperatura de încălzire în vederea deformării plastice a fost în toate cazurile 1 300°C, realizîndu-se astfel o stare de referinţă în care elementele de microaliere sînt în soluţie [8].

În privinţa parametrilor deformării plastice, se precizează că viteza de deformaţie a fost în toate cazurile de 1 500 ture/min, iar gradul de deformare a fost cel corespunzător ecruisajului maxim (4/5 din gradul de deformare corespunzător cuplului maxim, C_m) şi respectiv recristalizării dinamice (palierul curbei tensiune — deformaţie) (fig. 4), urmărindu-se în acest fel obţinerea, înaintea recristalizării statice pentru fiecare oţel, a unor stări de ecruisare ale austenitei, echivalente.

Valorile efective ale gradelor de deformare corespunzătoare domeniului de temperaturi cercetat au fost alese după ce în prealabil au fost trasate și analizate curbele tensiune-deformație, și sînt prezentate în tabelul 2.



Aspectul curbei de tensiune (τ) deformație (C) cu viteza și temperatura de deformație constante, starea austenitei la oprirea deformației

$0 < C < C_{em}$ ecruisată

$C = C_{em}$ ecruisat la maxim

$C_m \ll C$ recristalizată dinamic

Fig. 4. Transformările structurale ale austenitei în timpul deformării pînă la rupere pe mașina de torsiune

Tabelul 2

Valorile gradelor de deformare aplicate în vederea cercetării proceselor de recristalizare statică și precipitare la menținerea izotermă a austenitei ecruisată și respectiv recristalizată dinamic

T_D, °C *)	Oțelul N+Al		Oțelul N + V		Oțelul N +V+ Al	
	C_{em}**)	C_{rd} ***)	C_{em}	C_{rd}	C_{em}	C_{rd}
1 200	2,5	—	2,5	—	2,5	—
1 100	3	—	3,5	—	3	—
1 000	3,5	13	5,5	12	4,5	12
900	4,5	13	7	12	7,5	12
800	6,0	—	10	—	11	—
760	6,5	—	12	—	14	—

*) temperatura de deformare și de menținere;
**) cuplul de deformație corespunzător ecruisajului maxim al austenitei;
***) cuplul de deformație corespunzător recristalizării dinamice

Grăuntele austenitic rezultat în urma deformării plastice sau recristalizării statice după călire a fost pus în evidență prin atacul rosturilor cu un amestec de soluție apoasă de acid picric saturată la fierbere în amestec cu 1% $CuCl_2$ și 10—15% inhibitor pe bază de alchil sulfonat de sodiu [9].

Pentru stabilirea cineticii de precipitare a nitrurilor de aluminiu și vanadiu în diversele momente ale desfășurării proceselor de deformare și recristalizare a fost utilizată metodologia expusă în lucrările [10]—[13] și prezentată sintetic în figura 5.

Se menționează că studiul recristalizării dinamice în timpul deformării și respectiv al recristalizării statice postdinamice nu vizează direct procesele clasice de laminare, unde gradele de deformare aplicate sînt în toate cazurile inferioare celor corespunzătoare cuplului maxim, iar timpii pauză dintre două treceri succesive de reducere sînt suficient de mari pentru ca recristalizarea statică să aibă loc.

Acest fenomen poate apărea în timpul deformărilor plastice cu viteze mari (forjare, laminarea la cald a benzilor), cînd intervalul de timp între două deformări succesive este scurt, astfel încît reducerile mici, corespunzătoare unei deformări, devin aditive și pot conduce la declanșarea recristalizării dinamice.

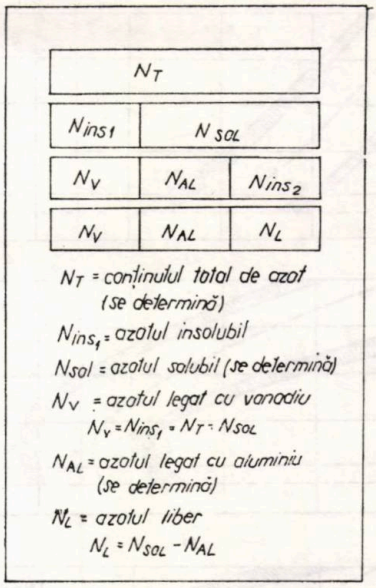


Fig. 5. Schema sintetică a determinării și calculul modului de legare a azotului

Analiza alurii curbelor tensiune-deformație, obținute pentru fiecare oțel și temperatură, precum și a aspectului grăuntelui austenitic, rezultat în urma transformărilor structurale ce însoțesc deformarea, a fost prezentată detaliat într-o lucrare anterioară [8], sinteza rezultatelor obținute fiind următoarea:

— Cuplul maxim, C_m, corespunzător apariției recristalizării dinamice (fig. 4), crește cînd temperatura scade de la 1 200 la 760°C și este pentru toate temperaturile mai mare în cazul oțelurilor conținînd vanadiu.

— Gradul de deformare necesar pentru atingerea cuplului maxim este, pentru toate temperaturile de deformare, mai mare pentru oțelurile conținînd vanadiu, comparativ cu cel care conține numai aluminiu.

— Pentru atingerea stadiului de recristalizare dinamică este necesară efectuarea unui grad de deformare corespunzător palierului curbei tensiune-deformație (fig. 4).

— Cuplul de regim, corespunzător palierului curbei tensiune-deformație, este mai mare pentru oțelurile conținînd N + V, comparativ cu cele ce conțin N + Al.

— Oțelurile conținînd vanadiu (N + V, N + + V +Al) prezintă, după recristalizarea dinamică, un grăunte austenitic mai fin decît cel cu aluminiu (N + Al), deși mărimea grăuntelui de pornire a fost aproximativ aceeași.

Rezultatele obținute

Recristalizarea statică. Recristalizarea statică a austenitei ecruisate la maximum. Diagramele, recristalizare — temperatură — timp (*RTT*), care delimitează intervalele în timpul cărora are loc recristalizarea statică la temperatura de deformare a aus-

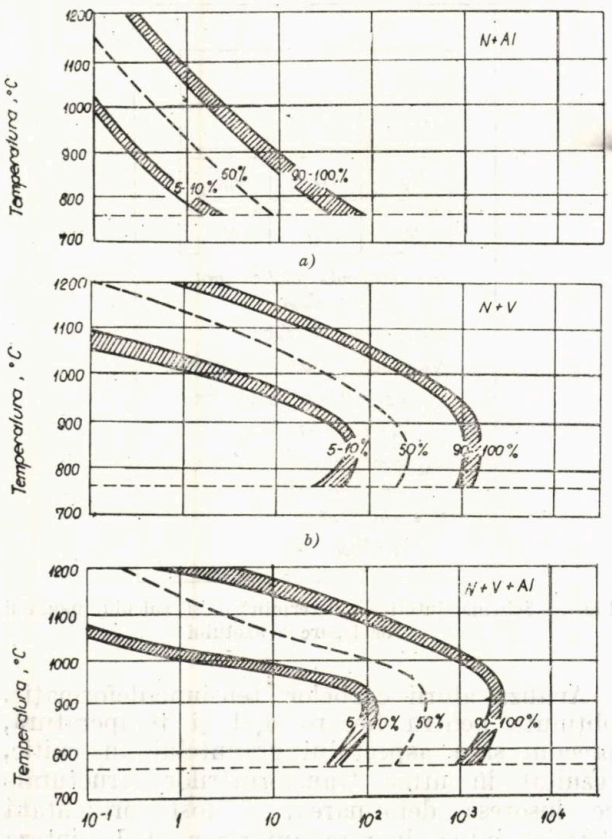


Fig. 6. Diagramele de recristalizare statică a austenitei ecruisate la maximum (diagramele *RTT*)

tenitei ecruisate, sînt prezentate în figurile 6, *a*, *b*, *c*.

Analiza diagramelor prezentate în figura 6 relevă următoarele:

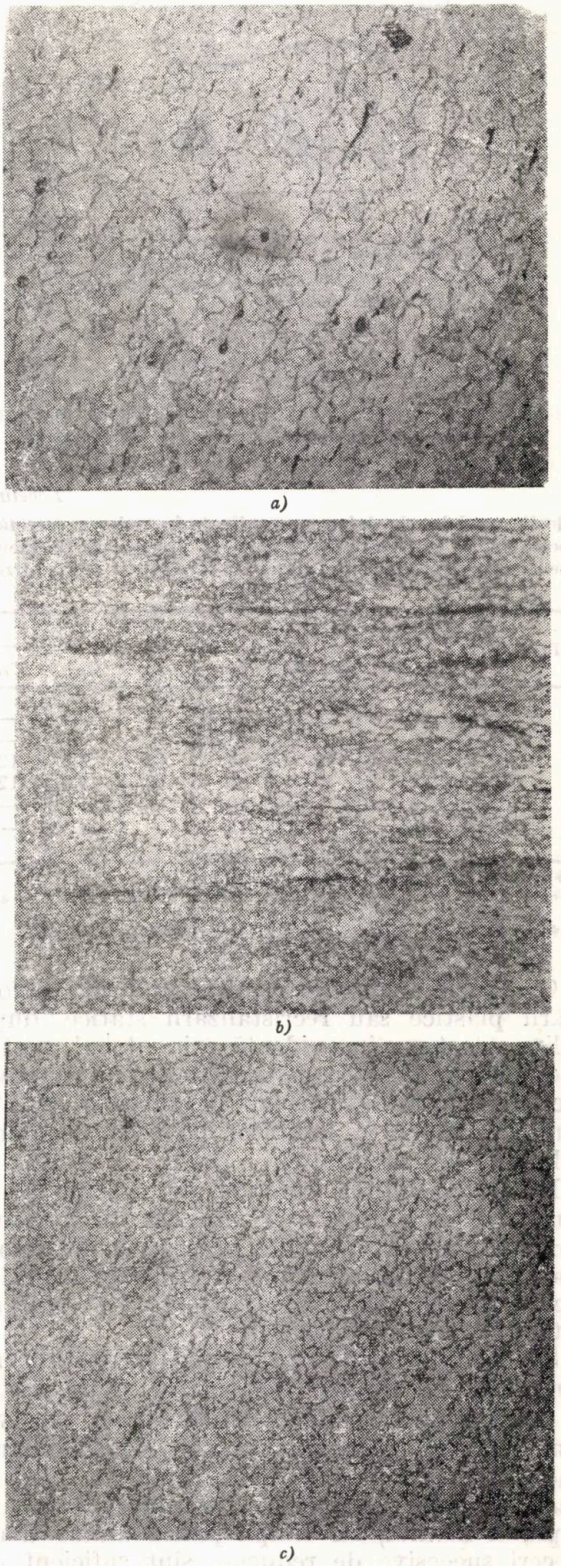
— Curbele din diagrama *RTT*, corespunzătoare microalierii N + Al (fig. 6, *a*), au o alură clasică, respectiv cu cît temperatura de deformare și menținere este mai mică, cu atît recristalizarea statică este mai lentă.

Comparativ cu aceste curbe, oțelurile conținînd vanadiu (N + V, N + V + Al — fig. 6, *b* și *c*) au o alură modificată, în special în domeniul temperaturilor inferioare celei de 900°C.

— Comparînd desfășurarea în timp a proceselor de recristalizare statică, se constată că cinetica de recristalizare a austenitei ecruisate este mai lentă pentru oțelurile conținînd vanadiu (fig. 6, *b* și *c*), comparativ cu a oțelului cu aluminiu (fig. 6, *a*).

— Determinările metalografice au pus în evidență că, la sfîrșitul recristalizării primare, grăuntele austenitic corespunzător oțelurilor conținînd vanadiu este mai fin decît cel obținut pentru oțelul conținînd aluminiu (fig. 7 — pentru temperatura de 800°C).

Recristalizarea postdinamică. Fenomenul a fost cercetat la temperaturile de 900 și 1 000°C (la temperaturi mai mici



F g. 7. Grăuntele austenitic după recristalizarea statică la 800°C, corespunzător oțelului N + Al (*a*); N + V (*b*) și N + V + Al (*c*) (mărire × 100)

epruvetele din oţelurile conţinînd vanadiu se rup la un grad de deformare mai mic decît cel necesar pentru apariţia recristalizării dinamice [8]).

Evoluţia mărimii grăuntelui austenitic, funcţie de timpul de menţinere după recristalizarea dinamică, este prezentată în figura 8. Se precizează că grăuntele corespunzător timpului zero este cel obţinut în urma călirii directe după deformarea plastică.

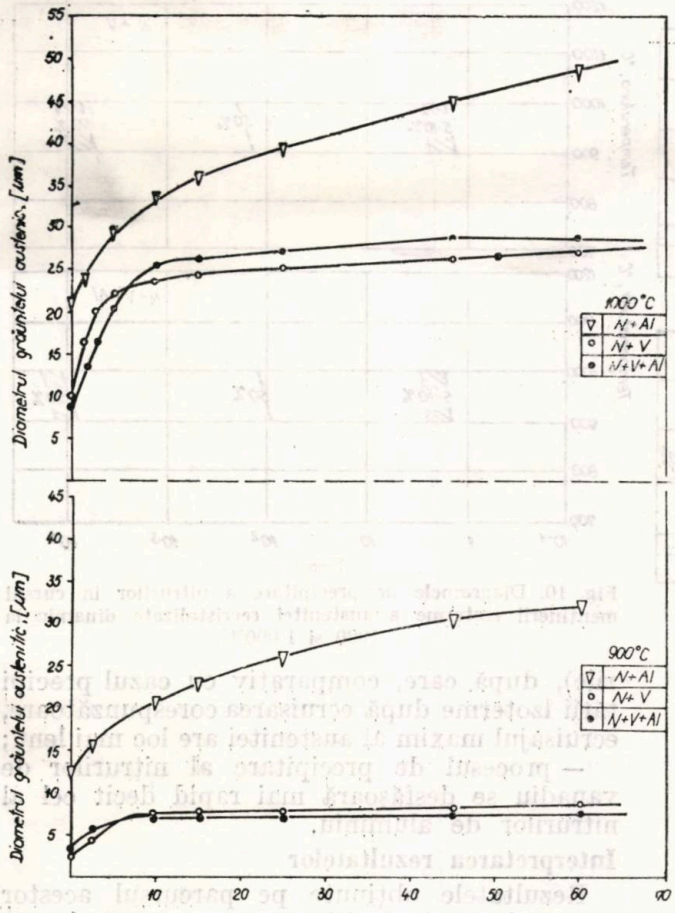


Fig. 8. Evoluţia mărimii grăuntelui austenitic în timpul recristalizării statice postdinamice

Analizînd curbele din figura 8, rezultă :

— grăuntele austenitic creşte puternic în primele momente ale menţinerii după deformare, în continuare, în cazul oţelurilor cu vanadiu, rămîne practic constant, în timp ce grăuntele oţelurilor conţinînd N + Al continuă să crească ;

— mărimea grăuntelui austenitic recristalizat postdinamic este mai fin pentru oţelurile conţinînd vanadiu, comparativ cu cel care conţine numai aluminiu.

Precipitarea în timpul deformării şi recristalizării statice. Aceste cercetări urmăresc stabilirea influenţei deformării plastice şi a temperaturii şi timpului de menţinere după această deformare asupra cineticii proceselor de precipitare a compuşilor vanadiului şi aluminiului cu azotul.

De asemenea, dat fiind că precipitarea şi recristalizarea după deformarea plastică sînt procese care au loc prin germinare şi difuzie, ambele presupunînd un consum energetic, este interesant de stabilit desfăşurarea lor în timp şi măsura în care acestea se condiţionează.

Precipitarea izotermă după deformarea corespunzătoare ecruisajului maxim. Determinările prealabile pe probele călite imediat după deformare au arătat că :

— în epruvetele din oţelul conţinînd doar N + Al nu au fost puse în evidenţă, pentru nici o temperatură, fracţiuni de azot legat, ceea ce arată absenţa unor fenomene de precipitare ;

— oţelurile conţinînd vanadiu (N + V, N + + V + Al) prezintă după deformarea plastică cantităţi de azot legat ce variază de la procente în jurul a 5% la temperatura de 1 000°C pînă la circa 20% la temperaturi mai coborîte, 760—800°C.

Rezultatele determinărilor pe probe menţinute după ecruisajul maxim la diferite temperaturi sînt prezentate în diagrame precipitare — temperatură — timp (*PTT*), suprapuse, pentru comparaţie cu diagramele *RTT* (fig. 9, *a*, *b*, *c*).

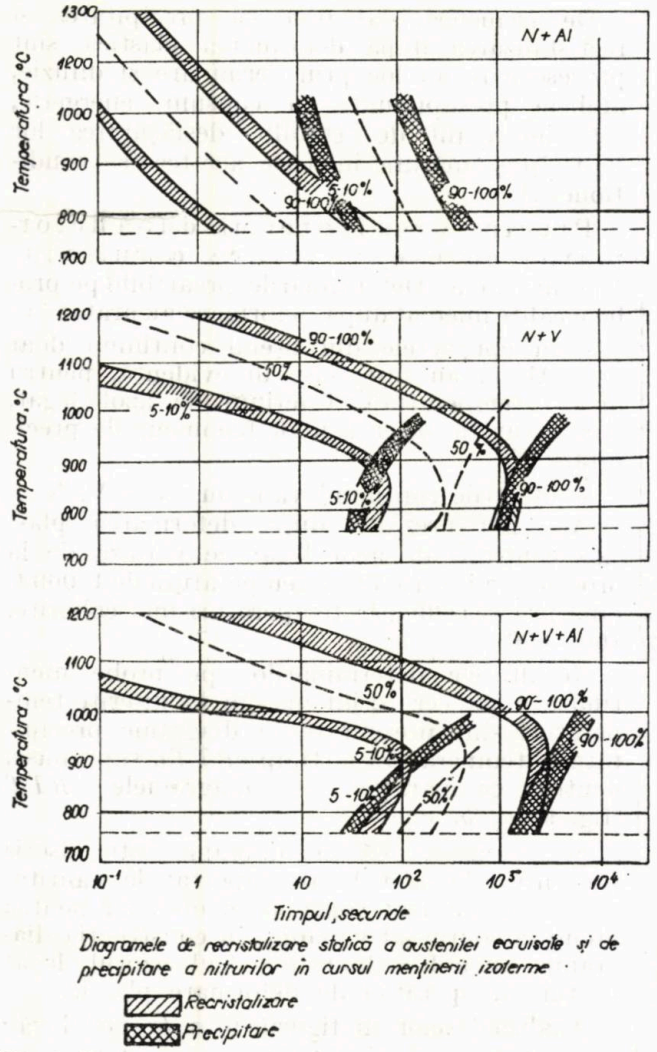
Se precizează că în diagrame este înscris procentul de azot legat, raportat la cantitatea totală de azot conţinut în oţel, iar pentru oţelurile conţinînd vanadiu, în construcţia diagramei nu a fost luat în calcul azotul legat în timpul operaţiei de deformare plastică.

Analiza datelor din figurile 9, *a*, *b* şi *c* relevă :

— Cinetica de precipitare în oţelul conţinînd numai aluminiu (N + Al) (fig. 9, *a*) se desfăşoară cu o viteză mai mare decît în oţelurile conţinînd vanadiu (N + V ; N + V + + Al) (fig. 9, *a*), comparativ cu figurile 9, *b* şi *c*.

— Precipitarea nitrurilor de aluminiu are loc, în timp, după terminarea procesului de recristalizare statică. Pentru oţelurile cu vanadiu (fig. 9, *b* şi *c*), la temperaturi mai mari de 900°C precipitarea are loc de asemenea după desfăşurarea recristalizării statice, în timp ce la temperaturi mai coborîte se constată că debutul precipitării are loc simultan sau înaintea iniţierii procesului de recristalizare statică.

— În cazul oţelului conţinînd vanadiu şi aluminiu (N + V + Al), comparativ cu şarja conţinînd numai vanadiu (fig. 9, *b* şi *c*), debutul precipitării are loc uşor întîrziat, în perioada următoare se desfăşoară mai intens (curba de 50% precipitare este mai apropiată de cea care marchează începutul procesului), sfîrşitul transformării fiind plasat la timpi mai îndelungaţi.



Diagramele de recristalizare statică a austenitei ecruisate și de precipitare a nitrurilor în cursul menținerii izoterme

Fig. 9. Diagramele de recristalizare statică a austenitei ecruisată la maximum (RTT) și precipitare a nitrurilor (PTT), în funcție de temperatura și timpul de menținere

Precipitarea izotermă după deformarea corespunzătoare palierului curbelor tensiune-deformație. Determinările efectuate pe probe deformate și călite nu au relevat o dezvoltare suplimentară a procesului de precipitare, în comparație cu cele constatate pentru gradele de deformare corespunzătoare ecruisării maxime.

Fenomenul este explicabil, dat fiind că după amorsarea recristalizării dinamice în timpul deformării are loc un proces continuu de deformare și recristalizare, energia introdusă prin deformare fiind consumată pentru recristalizarea dinamică.

Rezultatele determinărilor pe probe menținute la 900 și 1 000°C după deformarea corespunzătoare palierului curbelor tensiune-deformație sînt prezentate în figura 10, analiza lor punînd în evidență următoarele:

— procesul de precipitare postdinamică este amorsat după 3—4 s (perioada de incubație este aproximativ aceeași pentru toate oțelurile), după care, comparativ cu cazul precipitării izoterme după ecruisarea corespunzătoare, ecruisajul maxim al austenitei are loc mai lent;

— procesul de precipitare al nitrurilor de vanadiu se desfășoară mai rapid decît cel al nitrurilor de aluminiu.

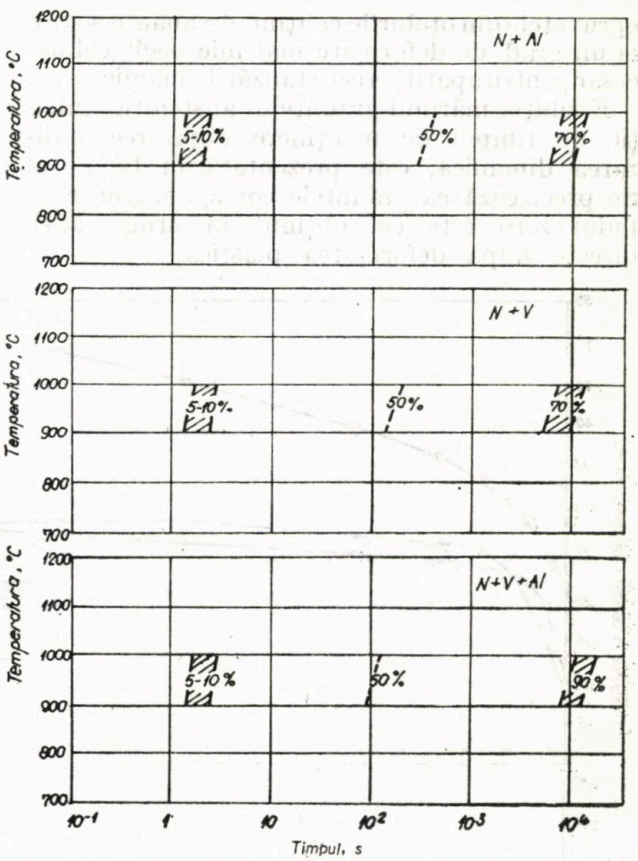


Fig. 10. Diagramele de precipitare a nitrurilor în cursul menținerii izoterme a austenitei recristalizate dinamic la 900 și 1 000°C

Interpretarea rezultatelor

Rezultatele obținute pe parcursul acestor cercetări permit clarificarea unor aspecte legate de cinetica și mecanismul proceselor care au loc în timpul și după deformarea plastică la cald a oțelurilor microaliate cu azot, vanadiu și aluminiu.

Astfel, procesele de precipitare care au loc în cursul deformării (înaintea apariției recristalizării dinamice), pe seama energiei de deformare, în oțelurile conținînd vanadiu, clarifică deplasarea, în cazul acestor oțeluri, a cuplului maxim corespunzător apariției recristalizării dinamice la valori mai mari ale gradului de deformare.

Faptul că acest proces de precipitare pe seama energiei de deformare nu este însoțit de o micșorare ci, dimpotrivă, conduce la creșterea cuplului maxim de deformare, este rezultatul fenomenului de interacțiune a defectelor structurale introduse în cursul deformării plastice cu particulele care au luat naștere prin precipitare.

Rezultatele determinărilor efectuate arată că în austenita oțelurilor conținînd vanadiu, în momentul apariției recristalizării dinamice, acest element se găsește atît în soluție, cît și sub formă de precipitate, fenomen de natură să explice valoarea mai ridicată a cuplului de regim corespunzător palierului curbei tensiune-deformație (datorită vanadiului în soluție) și respectiv obținerea după recristalizarea dinamică a unui grăunte austenitic mai fin, comparativ cu oțelurile conținînd numai aluminiu (precipitatele formate în cursul ecruisării austenitei joacă rol de germeni la recristalizarea dinamică a acesteia).

Desfășurarea în timp a proceselor de precipitare a nitrurilor în oțelurile conținînd vanadiu, singur sau în combinație cu aluminiu (fig. 9, *b* și *c*), explică alura diferită a curbelor de recristalizare statică a acestor oțeluri (fig. 6, *b* și *c*), comparativ cu a oțelului conținînd numai aluminiu (fig. 6, *a*).

La temperaturi ridicate ($> 900°C$) alura curbelor de recristalizare statică a oțelurilor cu vanadiu sau, respectiv, numai cu aluminiu este asemănătoare (fig. 6), procesul avînd loc înaintea precipitării, în condițiile în care austenita conține în soluție vanadiu și respectiv aluminiu. Desfășurarea mai lentă a recristalizării statice a oțelurilor conținînd vanadiu poate fi atribuită acestui element.

La temperaturi mai coborîte ($\leqslant 900°C$), pentru oțelurile conținînd vanadiu, spre deosebire de cele cu aluminiu, recristalizarea statică urmează sau are loc simultan cu precipitarea (fig. 9, *a*, *b*, *c*). Ca urmare, vanadiul trece din soluție în precipitate, austenita este sărăcită în elemente de aliere și tinde să se comporte la recristalizare asemănător unei austenite nealiate cu vanadiu. În plus, precipitatele formate contribuie și ele la accelerarea procesului de recristalizare statică prin faptul că constituie suprafețe suport suplimentare, micșorînd dimensiunea critică a germenului și energia de activare pentru inițierea și desfășurarea recristalizării primare.

Aceste fenomene aditive sînt de natură să accelereze desfășurarea procesului de recristalizare statică a austenitei conținînd vanadiu și se concretizează prin modificarea alurii curbelor cinetice de recristalizare, comparativ cu oțelul conținînd numai aluminiu.

Constatările efectuate la analiza diagramelor de recristalizare și precipitare pentru oțelul conținînd vanadiu și aluminiu (fig. 9, *c*) sugerează ideea că în acest caz precipitarea debutează prin formarea nitrurilor de vanadiu (curbele de început de precipitare plasate la timpi comparabili cu ai oțelului conținînd numai vanadiu — fig. 9, *b*), are loc în continuare prin separarea cu intensitate mare a nitrurilor de aluminiu (curba de 50% precipitare se găsește apropiată în timp de cea care marchează debutul procesului și are o poziție asemănătoare cu cea care marchează sfîrșitul precipitării nitrurilor de aluminiu — fig. 9, *a*) și se desăvîrșește prin precipitarea nitrurilor de vanadiu.

Mecanismul și cinetica precipitării și recristalizării în cursul și după deformarea plastică la cald a oțelurilor microaliate cu vanadiu justifică utilizarea vanadiului ca element de finisare avansată a grăuntelui austenitic și respectiv feritic.

Precipitatele de nitruri formate înaintea inițierii procesului de recristalizare statică contribuie la micșorarea dimensiunii germenului critic (a_{cr}) al grăuntelui recristalizat, contribuind în acest fel la finisarea acestuia.

În cazul oțelurilor conținînd numai aluminiu, precipitarea nitrurilor are loc după desăvîrșirea procesului de recristalizare statică (fig. 9, *a*), rolul noilor particule formate limitîndu-se la blocarea creșterii în continuare a grăuntelui austenitic.

Pentru obținerea unui efect maxim al microalierii cu vanadiu, dat fiind timpii mari necesari desfășurării proceselor de recristalizare și precipitare, se impune conducerea de așa manieră a procesului de deformare plastică la cald, încît o cantitate cît mai mare de vanadiu să precipite înaintea sau în timpul recristalizării statice.

În acest scop se recomandă ca o fracțiune importantă din gradul total de reducere aplicat la laminare sau forjare să se realizeze la temperaturi coborîte, sub 900°C, cu timpi pauză între două reduceri succesive cît mai mari.

În cazul conducerii incorecte a procesului de deformare plastică la cald (temperaturi de laminare ridicate și timpi pauză mici) austenita va avea, înaintea transformării de fază $\gamma \rightarrow \alpha$, o proporție ridicată de vanadiu în soluție. Pe lîngă faptul că acest conținut de vanadiu nu contribuie la finisarea grăuntelui austenitic și respectiv feritic, el poate precipita la răcire în ferită, cu efecte negative importante asupra tenacității și plasticității oțelului.

Concluzii

— Cercetările efectuate au permis stabilirea cineticii proceselor de recristalizare statică și de precipitare la deformarea plastică la cald a oțelurilor microaliate cu azot, aluminiu și vanadiu.

— Rezultatele obținute cu privire la desfășurarea proceselor de precipitare și recristalizare statică în oțelurile conținînd vanadiu au permis clarificarea unor aspecte legate de mecanismul prin care are loc finisarea grăuntelui în aceste oțeluri.

— Rezultatelor obținute cu privire la desfășurarea în timp, la diferite temperaturi de deformare, a proceselor de recristalizare a austenitei și precipitare a nitrurilor permit stabilirea schemelor tehnologice de fabricație a oțelurilor din această clasă, în scopul obținerii unui ansamblu optim al caracteristicilor de rezistență și tenacitate.

BIBLIOGRAFIE

[1] Preston, R.R. În: Journal Metals, ian., 1977.
[2] Gâdea Suzana, Ianc, P., Baroncea, E., Popa, T. și Petică, E. În: Metalurgia, oct., 1977.
[3] Drăgan, N., Iacob, Minodora și Ianc, P. În: Studii și cercetări de metalurgie, Ed. Academiei R.S.R., nr. 1, 1972.
[4] Lotter, U., Meyer, L. și Knorr, R.D. În: Archiv für das Eisenhüttenwesen 47, 1976, p. 289—294.
[5] Petch, J.N. *Fracture*. New York, Wiley, 1959.
[6] Prnka, T. În: Archiv für das Eisenhüttenwesen, vol. 42, nr. 12, 1971.
[7] Fukuda, M., Hashimoto, T. și Kunishige, K. În: Micro Alloying, oct., 1975, Washigton, p. 136—150.
[8] Ianc, P. Simpozionul de metalurgie româno-japonez, București, 1978.
[9] Ianc, P. În: Trattamenti dei Metalli, nr. 2, 1972, p. 23—28.
[10] Făgărășanu, Maria și Cătuneanu, Nicoleta. În: Cercetări metalurgice, vol. 17, 1976, p. 139.
[11] Wiester, H.J. În: Stahl und Eisen, 1957, p. 773—784.
[12] Lintara, M. D. În: Zavodskaia Laboratoriia, nr. 10, 1970, p. 48—55.
[13] Beeghly, H.F. În: Anal. Chem., 1949, p. 1513—1519.

DOCUMENTARE

Împrumut CECO pentru Italsider

Comisia Comunităților Europene, în virtutea art. 54 al Tratatului CECO, a hotărît să acorde un împrumut de 79 mil. UCE (1 UCE = 1,33 $ S.U.A. sau 5,80 FF) societății Italsider, din Genova, pentru finanțarea unui vast program de raționalizare a Centrului siderurgic din Genova — Cornigliano, în curs de dezvoltare. Programul respectiv vizează în esență înlocuirea oțelăriei Martin învechite cu o oțelărie OBM (2 convertizoare de 250 t fiecare), instalarea unei linii de turnare continuă pentru brame și mărirea instalațiilor permițînd o producție de valoare adăugată mai mare. Împrumutul va fi pus la dispoziția întreprinderii pe măsura înaintării lucrărilor.

(*În: Notes d'Actualité sur la Sidérurgie Française, Franța, nr. 79, mai, 1979, p. 22*)

Activitatea societății canadiene Alcan

Alcan va întreprinde construcția celei de-a doua faze a uzinei sale de electroliză de la Grande-Baie, în apropiere de orașul Jonquière. Această nouă fază va mări capacitatea anuală de producție a uzinei la 114 000 t. Lucrările de construcție au avut termen de demarare în primăvara anului 1979 și vor dura circa 30 luni.

Alcan a cumpărat 80% din capitalul societății Vic Metal Corp. din Victoriaville, din care deținea deja 20%. Această societate care produce laminate și table pentru industrie și agricultură devine astfel o filială a societății Alcan.

(*În: Revue d'Aluminium, Franța, nr. 491, febr., 1979, p. 63*)

Minereu african pentru Japonia

În acest an fiscal Japonia va importa 9,74 mil. t de minereu de fier din Africa, din care 6,84 mil. t provin din Africa de Sud, 1,37 mil. t din Mauritania, 1,25 mil. t din Swaziland, iar 280 mii. t din Liberia. Toți cei șase principali producători din Japonia vor importa minereu din Africa de Sud, cu excepția societății Kobe care se va aproviziona din Mauritania. Societatea Nippon Steel și Sumitomo Metal Industries vor împărți minereul din Liberia, iar societatea Nippon Steel va importa totalitatea minereului din Swaziland.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6394, 1979, p. 42*)

Ing. Gh. Ivanoff
Institutul de cercetări metalurgice
București

Aspecte privind comportarea oțelurilor cu granulație fină la sudare

CZ: 669.14.018.62

Utilizarea oțelurilor slab aliate, cu granulație fină și limită de curgere ridicate, pentru construcții mecanice sudate, puternic solicitate, și pentru realizarea unor echipamente de dimensiuni mari cu condiții severe în exploatare, specifice industriei chimice și energetice, cunoaște în țara noastră o dezvoltare accentuată.

Problemele complexe pe care le ridică utilizarea acestor oțeluri atît pe linie constructivă, cît și pe linie tehnologică sînt în bună parte rezolvate odată cu asimilarea în fabricație a mărcii de oțel.

Necesitatea aplicării, la unele construcții sudate, a unui tratament termic de recoacere la temperaturi cuprinse între 530 și 600°C a adus în atenție fenomenul posibil de fragilizare la reîncălzire localizat în zona influențată termic (ZIT) a îmbinărilor sudate, accentuat în cazul alegerii necorespunzătoare a energiei liniare la sudare.

Ca o continuare a cercetărilor privind influența tratamentului termic de recoacere asupra oțelurilor cu limita de curgere ridicată, din clasa 550, deformate plastic la rece [1], materialul de față prezintă rezultatele cercetării efectuate privind comportarea după sudare și după tratamentul termic de recoacere a acestor oțeluri.

În studiu s-a apreciat comportarea la sudare prin urmărirea variației rezilienței în zona influențată termic (ZIT) în mai multe variante a compoziției chimice și în mai multe cazuri a energiei liniare de sudare.

Pentru cercetare s-au folosit produse plate — table groase, normalizate, din oțel OCS 55, elaborat în patru șarje la C. S. Galați, conform STAS 9021—75.

Caracteristicile mecanice ale zonei influențate termic (ZIT)

1. *Reziliența în ZIT în funcție de compoziția chimică.* Variația rezilienței în ZIT cu compoziția chimică a materialului prezintă mult interes pentru clasa oțelurilor cu limită de curgere ridicată.

Pentru evidențierea variației tenacității în ZIT, lucrarea de față prezintă rezultatele cercetării efectuate pe probe sudate cap la cap cu prelucrare în „V", din tablă cu grosimea 20—30 mm, oțel OCS 55, cu compoziția chimică diferită privind conținutul de V și Nb, prin procedeul automat sub strat de flux cu energie liniară, $E = 24\ 000$ kJ/cm, fără preîncălzire.

Ca material de adaos s-a utilizat cuplul:
— sîrmă: S10M1Ni1Mo;
— flux: FB 20, în amestec cu 40% FB 10.

Pentru determinarea rezilienței în zona influențată termic, s-au utilizat epruvete 10 × 10 × × 55 cu canal V2 situat pe linia de fuziune. În cadrul lucrării s-au analizat șarjele I—IV elaborate la C. S. Galați, cu compoziția chimică prezentată în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziția chimică pe oțel lichid *)

Șarja	Conținutul, %							
	C	Mn	Si	P	S	Ni	V	Nb
I	0,16	1,46	0,34	0,014	0,020	0,52	0,07	0,050
II	0,16	1,48	0,36	0,016	0,017	0,52	0,11	0,035
III	0,16	1,50	0,31	0,015	0,015	0,55	0,12	—
IV	0,15	1,44	0,32	0,013	0,020	0,53	0,15	—

*) Dezoxidare suplimentară cu aluminiu

Analiza compoziției chimice a șarjelor utilizate pentru cercetare relevă faptul că acestea corespund unui conținut de carbon cuprins între 0,15 și 0,16%, mangan între 1,44 și 1,50% și nichel între 0,52 și 0,55%, încadrîndu-se conform STAS 9021—75 la marca de oțel OCS 55.

Primele două șarje se caracterizează printr-un conținut redus de V, respectiv 0,07% și 0,10%, și Nb, în limitele 0,35—0,50.

Ultimele două șarje se caracterizează printr-un conținut crescut de vanadiu, respectiv 0,12% și 0,15%, fără niobiu.

Prin cercetările efectuate s-a urmărit în mod experimental influența asupra comportării după sudare a conținutului de V, alături de Nb, și a conținutului de V fără Nb, prin determinarea tenacității în ZIT, înainte și după tratamentul termic de detensionare [1].

Conținutul de Ni fiind la toate șarjele în proporție aproximativă de 0,52 nu se va lua în analiză, amintind însă faptul că alierea cu Ni în limite diferite influențează rezistența și concomitent tenacitatea [1], fără ca sudabilitatea să fie esențial influențată.

În ceea ce privește niobiul, care figurează în compoziția primelor două șarje, se poate arăta că acesta, la separarea din austenită, formează carburi sau carbonitruri, care corespund în

comportare cu nitrurile de vanadiu. După tratamentul de normalizare, Nb se prezintă în mare măsură în stare segregată. Carburile de Nb dau un efect de întîrziere, la temperaturi ridicate, a creşterii grăunţilor de austenită şi favorizează, la răcirea de la temperaturi peste A_{C3}, descompunerea austenitei, prin formarea de germeni care conduc, în acelaşi mod ca şi în cazul vanadiului, la o mărunţire a grăunţilor.

La răciri rapide de la temperaturi înalte (1 100—1 300°C) niobiul poate fi menţinut în soluţie, urmînd ca tratamentul termic de recoacere, la temperaturi între 530 şi 620°C, să conducă la fenomenul de durificare prin precipitare, crescînd limita de curgere şi rezistenţa în defavoarea tenacităţii; acest fenomen însă este limitat în cazul procentului de aliere cuprins între 0,02 şi 0,06%. Efectul cumulat al alierii cu V şi Nb pentru materialul de bază este similar.

Se poate observa însă în cadrul rezultatelor experimentale care, de altfel, concordă cu datele din literatură [2], [3] că, în cazul alierii cu V fără Nb (şarjele : III şi IV), în procente ce depăşesc aproximativ 0,10%, se accentuează tendinţa de durificare a ZIT înainte şi în special după tratamentul termic de detensionare, datorită efectelor cumulate, ca urmare a ciclurilor termice de sudare şi de tratament termic (modificări structurale cu separarea precipitatelor).

La examinarea microscopică a îmbinărilor sudate s-a constatat în ZIT, în special în subzona de supraîncălzire, la toate cazurile examinate, reducerea conţinutului feritic şi apariţia în procente reduse a structurilor intermediare cu tendinţa de durificare a materialului. În ceea ce priveşte segregaţiile, acestea diferă ca intensitate, natură şi distribuţie de la o şarjă la alta.

După tratamentul termic de recoacere a îmbinărilor sudate, în ZIT, carburile fine, solubilizate în fazele anterioare ale ciclului termic de sudare, precipită în masa metalică.

Pentru reliefarea rezultatelor se precizează că din îmbinările sudate, conform descrierii anterioare, s-au prelevat epruvete de rezilienţă în număr de 54, pentru fiecare variantă a compoziţiei, din care 18 pentru fiecare treaptă de temperatură de încercare ($-$ 20°C; $\pm$ 0°C şi $+$ 20°C).

În figura 1 sînt prezentate rezultatele încercărilor pentru şarja I cu 0,07% V şi 0,050% Nb. Din analiza rezultatelor (valoarea fiecărui punct din diagramă corespunde mediei aritmetice a şase încercări) se remarcă o bună comportare a ZIT la încercarea de rezilienţă, temperatura de tranziţie fiind practic menţinută în limitele materialului de bază în stare normalizată.

După tratamentul termic de detensionare (580°C, 2 h cu răcire în aer), rezultatele prezentate în aceeaşi figură arată o uşoară tendinţă de creştere a temperaturii de tranziţie în ZIT.

În figura 2, rezultatele prezentate pentru şarja II cu 0,10% V şi 0,035% Nb arată o comportare asemănătoare şarjei I, evidenţiin-

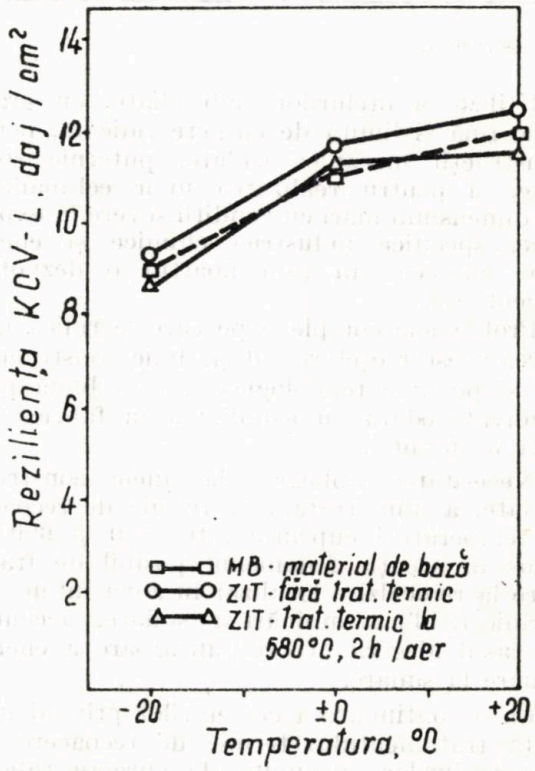


Fig. 1. Variaţia rezilienţei în ZIT la şarja I: 0,07% V; 0,05% Nb

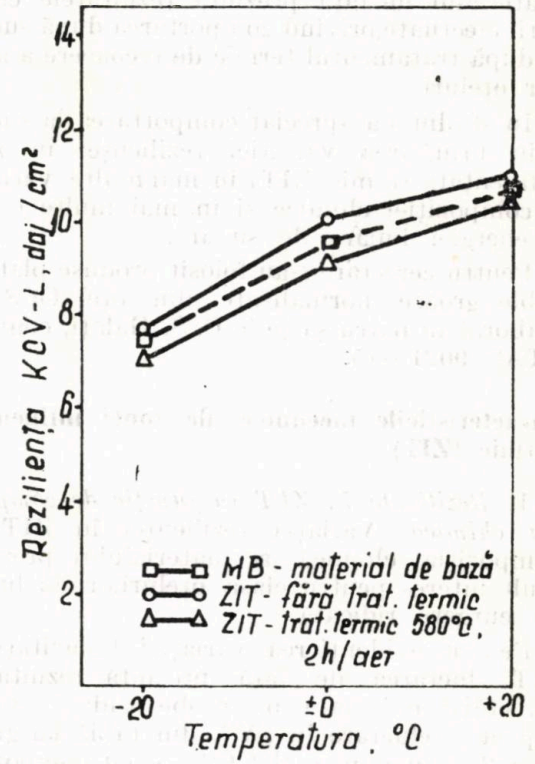


Fig. 2. Variaţia rezilienţei în ZIT la şarja II: 0,11% V; 0,035% Nb

du-se însă o tendință de creștere a temperaturii de tranziție mai accentuată în urma tratamentului termic de detensionare. În figura 3 sînt prezentate rezultatele încercărilor pentru șarja III cu o,12 % V fără Nb.

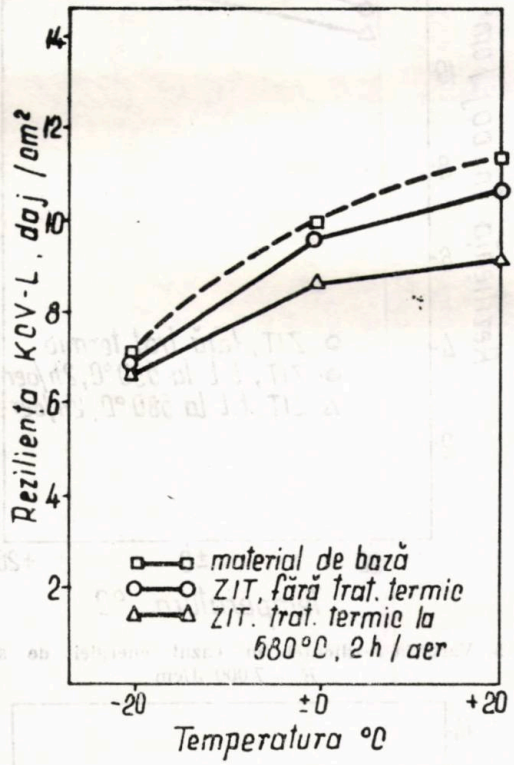


Fig. 3. Variația rezilienței în ZIT la șarja III: 0,12% V

Analiza rezultatelor arată o comportare bună a ZIT înaintea tratamentului termic, evidențiind însă o tendință pronunțată de creștere a temperaturii de tranziție după tratamentul termic de detensionare.

Rezultatele încercărilor pentru șarja IV cu 0,15% V fără Nb, prezentate în figura 4, arată o comportare a ZIT asemănătoare șarjei anterioare, remarcîndu-se însă o accentuare a tendinței de fragilizare, creșterea temperaturii de tranziție situîndu-se la valoarea medie de circa 70°C.

După tratamentul termic de detensionare, creșterea temperaturii de tranziție se accentuează.

Analizînd rezultatele obținute la încercările de rezilienă pe cele patru șarje experimentate, se remarcă o comportare diferențiată a ZIT corespunzătoare îmbinărilor sudate (prin procedeul de sudare automat sub strat de flux), aparținînd șarjelor menționate, funcție de compoziția chimică a acestora.

La șarjele microaliate cu V, pînă la 0,11% și Nb între 0,035% și 0,050%, cu mici excepții stabilitatea temperaturii de tranziție este asigurată în limitele aproximative ale materialului de bază.

Efectuarea unui tratament termic de recoacere crește, în limite reduse, temperatura de tranziție, efectul fiind mai pronunțat la șarja II — cu un conținut mai mic de Nb.

În cazul șarjelor microaliate cu V, cu conținut 0,12%, fără Nb, se constată de asemenea o bună comportare a ZIT la încercarea de încovoiere prin șoc, evidențiindu-se însă o ușoară tendință de fragilizare a ZIT, comparativ cu MB, neafectat termic, și se accentuează la șarja cu 0,15% V.

În ceea ce privește comportarea după tratamentul termic de recoacere a acestor șarje, se remarcă o înrăutățire a tenacității, temperatura de tranziție prezentînd o creștere mai pronunțată în cazul șarjei cu conținutul în V de 0,15%.

Corelînd rezultatele obținute cu rezultatele cercetărilor anterioare, precum și cu datele existente în literatură [1], [3], se poate arăta că V, în proporție mai mare de circa 0,10%, accentuează tendința de fragilizare în ZIT, tendință care în urma tratamentului termic de detensionare se amplifică. Din punct de vedere metalurgic această tendință de fragilizare după tratamentul de recoacere are la bază, în principal, fenomenul de precipitare și separare a carburilor fine, solubilizate la sudare.

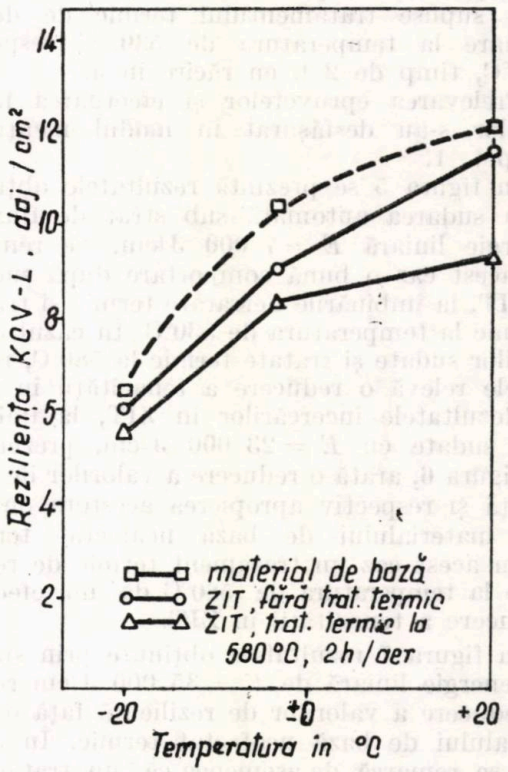


Fig. 4. Variația rezilienței în ZIT la șarja IV: 0,15% V

În aceste circumstanțe, matricea grăunților se rigidizează și deformația impusă de relaxarea tensiunilor reziduale se concentrează la limitele grăunților slăbiți de neomogenitatea

structurală. Se poate de asemenea arăta, avînd în vedere șarjele experimentate că, în cazul adaosurilor de Nb între 0,035 și 0,050 (conform datelor experimentării), procesele de separare a precipitatelor sînt atenuate.

Din datele prezentate rezultă că stabilitatea caracteristicilor de tenacitate după sudare și respectiv după tratamentul termic este mai bună în cazul șarjelor microalite cu V și Nb în limitele corespunzătoare șarjelor I și II. De asemenea, rezultă că șarja IV cu conținutul de vanadiu 0,15% prezintă comportarea cea mai nefavorabilă a ZIT atît după sudare, cît și după tratamentul termic de recoacere.

2. *Rezilienta în ZIT funcție de aportul de căldură la sudare.* În prima parte a materialului s-a prezentat influența compoziției chimice asupra ZIT după sudare, în continuare se vor arăta rezultatele cercetării privind sfera în care se pot dirija valorile rezilienței în ZIT, prin alegerea energiei liniare de sudare și respectiv prin tratamentul termic de recoacere.

În acest scop s-au sudat, în condițiile descrise la pct. 1, table cu grosimea $a = 25$ mm, din șarja II, normalizate după laminare, în trei variante privind energia de sudare, cantitatea de căldură corespunzătoare celor trei variante fiind : 7 000 ; 23 000 și 35 000 J/cm.

După sudare, o parte din îmbinările sudate au fost supuse tratamentului termic de detensionare la temperatura de 530 și respectiv 600°C, timp de 2 h cu răcire în aer.

Prelevarea epruvetelor și efectuarea încercărilor s-au desfășurat în modul menționat la pct. 1.

În figura 5 se prezintă rezultatele obținute prin sudarea automată sub strat de flux cu energie liniară $E = 7\ 000$ J/cm. Se remarcă în acest caz o bună comportare după sudare, a ZIT, la îmbinările netratate termic și tratate termic la temperatura de 530°C. În cazul îmbinărilor sudate și tratate termic la 580°C, rezultatele relevă o reducere a tenacității în ZIT.

Rezultatele încercărilor în ZIT, la îmbinările sudate cu $E = 23\ 000$ J/cm, prezentate în figura 6, arată o reducere a valorilor de rezilienţă și respectiv apropierea acestora de cele ale materialului de bază neafectat termic. Și în acest caz un tratament termic de recoacere la temperatura de 580°C dă un efect de reducere a tenacității în ZIT.

În figura 7 rezultatele obținute prin sudare cu energie liniară de $E = 35\ 000$ J/cm relevă o reducere a valorilor de rezilienţă față de ale metalului de bază neafectat termic. În acest caz se remarcă de asemenea că un tratament termic de recoacere la temperatura de 530°C nu schimbă sensibil valorile rezilienței în ZIT la îmbinările netratate termic. Se remarcă însă că efectuarea unui tratament termic de recoacere la 580°C îmbunătățește tenacitatea ZIT.

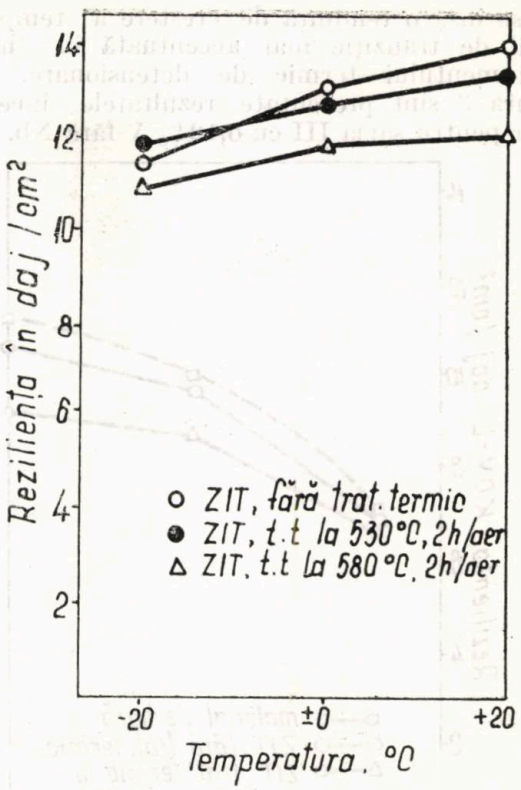


Fig. 5. Variația rezilienței în cazul energiei de sudare $E = 7\ 000$ J/cm

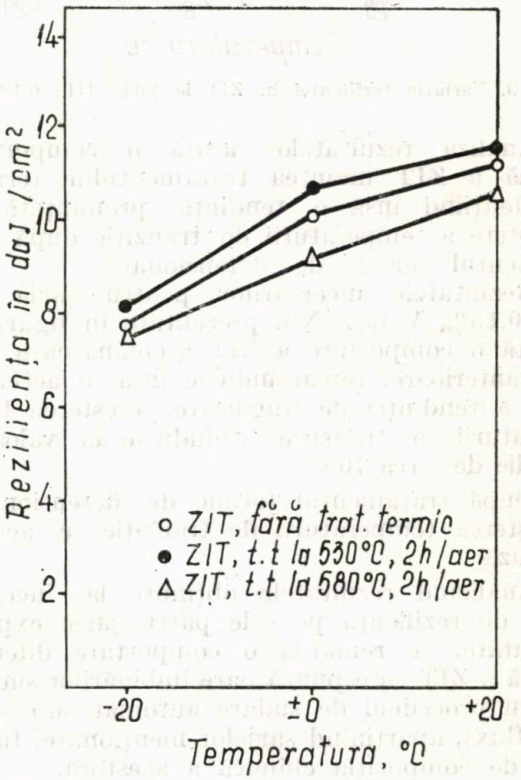


Fig. 6. Variația rezilienței în cazul energiei de sudare $E = 23\ 000$ J/cm

Din datele prezentate rezultă că odată cu creșterea energiei liniare de sudare se reduc valorile rezilienței în ZIT și că un tratament

termic de recoacere la temperaturi mai ridicate este mai eficient pentru îmbunătăţirea tenacităţii în ZIT, în cazul sudării cu energii liniare mari.

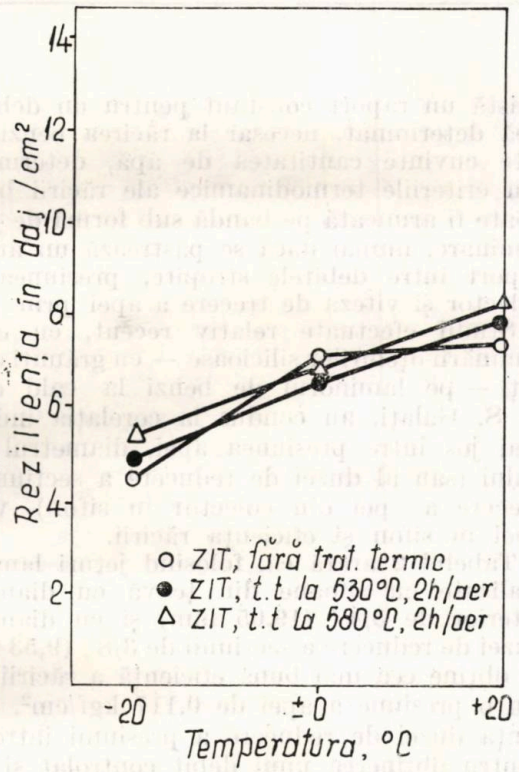


Fig. 7. Variaţia rezilienţei în cazul energiei de sudare $E = 35\,000$ J/cm

Concluzii

Oţelurile cu granulaţie fină microaliate cu V şi V + Nb, în limitele compoziţiilor şarjelor prezentate în material, au o comportare bună la sudarea prin procedeul automat sub strat de flux cu energii liniare cuprinse între 22 şi 24 kJ/cm (fig. 1, 2, 3 şi 4), stabilitatea caracteristicilor de rezilienţă în ZIT după sudare fiind asigurată prin valori ce se situează aproximativ la limita valorilor corespunzătoare materialului de bază.

În cazul şarjelor aliate cu vanadiu peste 0,12% (şarjele III şi IV), fără niobiu, se remarcă tendinţa de durificare a ZIT după sudare şi în urma tratamentului termic de recoacere (580°C, 2 h/aer.).

Rezultă că practicarea unui tratament termic de recoacere după sudare pentru atenuarea durificării în ZIT nu este în toate cazurile recomandată.

Tenacitatea ZIT este sensibil influenţată de energia liniară de sudare (fig. 5, 6, 7), valorile rezilienţei prezentînd o tendinţă de reducere proporţională cu creşterea cantităţii de căldură introdusă la sudare, corespunzătoare energiei liniare de sudare.

În cazul sudării cu energii liniare mari, un tratament termic de recoacere cu parametri superiori (fig. 7) este mai eficient pentru îmbunătăţirea tenacităţii în ZIT.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ivanoff, Gh. *Influenţa deformării şi tratamentului termic asupra caracteristicilor oţelurilor cu granulaţie fină.* În: Cercetări metalurgice, nr. 18, 1978.

[2] Piehl, K. H. În: Rheinstahl — Technik, nr. 2, 1969.

[3] Theis, E. ş.a. V. S. Fachbuchreihe Bd. 27, 1962.

[4] Burat, F. ş.a. În: Schweissen und Schneiden, nr. 14, 1962.

Metode de răcire a benzilor laminate la cald (II)

Dr. ing. B. Pițigoi
IPROLAM — București

CZ: 621.78.013

Sisteme constructive de răcire

Răcirea cu apă a benzilor laminate la cald se face prin stropire, de sus și de jos, prin duze de pulverizare sau prin jeturi laminare.

Răcirea benzilor prin stropire cu apă pe calea cu role de evacuare s-a făcut la început cu ajutorul duzelor de pulverizare; ulterior, constatîndu-se o creștere remarcabilă a randamentului răcirii, prin folosirea jeturilor laminare, instalațiile de stropire cu duze de pulverizare au fost modernizate prin adăugarea unor zone de răcire cu jeturi laminare. În tabelul 1 sînt indicate cîteva mărimi caracteristice instalațiilor de răcire a benzii pe calea cu role de evacuare, aferente unor laminoare de benzi la cald din Europa.

Criterii de dimensionare. Laminoarele moderne utilizează pentru răcirea benzilor laminate la cald numai instalații bazate pe folosirea jetului laminar. Obținerea jetului laminar se bazează pe principiul sifonului. Între dimensiunea acestuia, dimensiunea colectorului în care se implantează și numărul sifoanelor există un raport constant pentru un debit de apă determinat, necesar la răcirea benzii; cu alte cuvinte cantitatea de apă, determinată din criteriile termodinamice ale răcirii benzii, poate fi aruncată pe bandă sub formă de jeturi laminare, numai dacă se păstrează un anumit raport între debitele stropite, presiunea din colector și viteza de trecere a apei prin sifon.

Studii efectuate relativ recent, cu ocazia laminării oțelurilor silicioase — cu grăunți orientați — pe laminorul de benzi la cald de la C. S. Galați, au condus la corelația indicată mai jos între presiunea apei, diametrul sifonului (sau al duzei de reducere a secțiunii de trecere a apei din colector în sifon), viteza apei în sifon și eficiența răcirii.

Tabelul 2 arată că, folosind jeturi laminare realizate cu sifoane din țeavă cu diametrul interior de 3/4" (19,05 mm) și cu diametrul duzei de reducere a secțiunii de 3/8" (9,53 mm), se obține cea mai bună eficiență a răcirii pentru o presiune a apei de 0,117 kgf/cm². Existența duzei de reducere a presiunii introdusă pentru obținerea unui debit controlat și pen-

Tabelul 1

Tabel comparativ privind structura sistemelor de răcire la cîteva laminoare de benzi la cald din Europa

Denumirea laminorului	Lățimea benzii, mm	Lungimea căii cu role, m	Lungimea căii cu role, m: De la ultima cajă finisoare la prima rampă de stropire	Lungimea căii cu role, m: De la ultima rampă de stropire la primul rulor	Lungimea zonei de stropire, m: Total *	Lungimea zonei de stropire, m: Laminar	Lungimea zonei de stropire, m: Cu duze	Debitul de apă stropit, m³/h: Total	Debitul de apă stropit, m³/h: Sus: Laminar	Debitul de apă stropit, m³/h: Sus: Prin pres.	Debitul de apă stropit, m³/h: Jos: Laminar	Debitul de apă stropit, m³/h: Jos: Cu duze	Numărul rampelor de stropire: Laminar: Sus	Numărul rampelor de stropire: Laminar: Jos	Numărul rampelor de stropire: Prin duze: Sus	Numărul rampelor de stropire: Prin duze: Jos	Volumul specific de apă, m³/hm²: Laminar: Sus	Volumul specific de apă, m³/hm²: Laminar: Jos	Volumul specific de apă, m³/hm²: Prin duze: Sus	Volumul specific de apă, m³/hm²: Prin duze: Jos
Hoesch-Dortmund	1 725	115	6	29	80	14	66	6 951	1 600	2 100	1 134	2 117	14	4	34	34			100	45
Klöckner Bremen	2 300	180	12	28	140	140	—	21 288	12 760	—	8 528	—	46	34	—	—	60	35	—	—
Krupp Bochum	1 600	146	7	49	90	90	90	3 820	—	3 100	720	—	—	9	9	—	—	5	45	—
Peine-Salzgitter	2 030	150	11	43	96	8	88	16 400	1 600	11 850	—	4 550	14	—	9	9	100	—	15	15
Thyssen-Buckhausen	1 725	152	12	54	86	—	86	3 550	—	2 480	—	1 070	—	—	16	16	—	—	18	10
Thyssen-Beeckerwerth	2 235	147	16	67	97	64	33	9 750	4 200	612	—	4 950	20	—	6	26	30	—	10	10
Cerepovеț *	2 300	165	14	62	66	66	—	15 000	7 500	—	7 500	—	60	60	—	—	37	31	—	—
Hoogovens-Olanda	2 235	156	6	45	105	105	—	14 000	9 200	—	4 800	—	50	40	—	—	45	23	—	—
C.S. Galați	1 550	162	10	61	90	90	90	11 660	8 250	—	—	3 410	22	—	—	22	56	—	—	23

* Datele indicate sînt aproximative

Tabelul 2

Eficiența răcirii în funcție de parametrii hidraulici și constructivi ai sistemului de răcire

Presiunea apei, kg/cm²	Debitul duzei, l/min	Viteza apei în jet, m/s	Eficiența răcirii, kcal/l
Fără restricție la intrare			
0,08	52,16	2,43	12,23
0,17	61,61	3,34	11,12
1,05	173,1	9,42	6,67
1,75	224,91	12,16	5,56
Restricție cu *Dn* 1/2″ (12,70 mm)			
0,12	41,58	2,13	16,68
0,25	58,59	3,04	13,34
1,05	120,20	6,38	8,34
1,05	156,11	8,51	7,23
Restricție cu *Dn* 3/8″ (9,53 mm)			
0,12	21,55	1,15	21,13
0,23	28,86	1,52	19,46
0,34	35,91	1,82	17,79
1,05	66,90	3,65	13,34
1,75	86,94	4,56	11,12

tru realizarea unei turbulențe minime în fiecare jet, pentru o presiune relativ ridicată a apei de alimentare, arată că domeniul de variație a valorilor mărimilor care concură la realizarea jetului laminar sînt limitate (de exemplu pentru sifonul format din țeavă cu diametrul interior de 42 mm și diametrul duzei de restricție de 8 mm nu se obține jet laminar, la aceeași presiune, în apa de alimentare, ca în cazul precedent, (fig. 1).

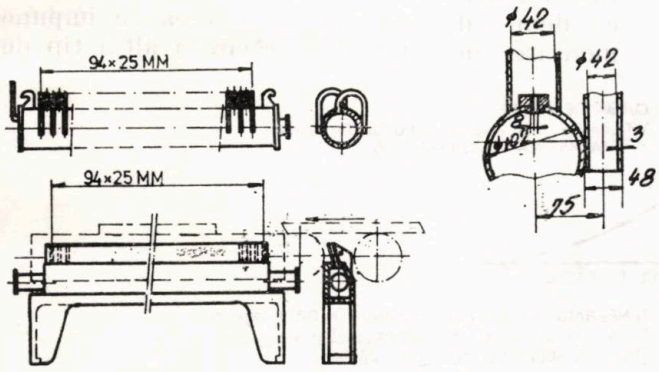


Fig. 1. Reprezentarea schematică a rampei superioare și rampei inferioare de stropire

Rezultă deci că pentru menținerea jetului laminar, condiție esențială pentru sistemul de răcire în discuție, variația de debit, prin variație de secțiune sau prin variație de presiune, nu poate fi realizată în orice limite astfel încît răcirea să fie sensibil influențată; principala cale de variație a cantității de apă stropită pe bandă rămîne în sistemul de răcire cu jeturi laminare, variația numărului de jeturi în funcțiune, fără variația de debit în jet; ori introducerea sau scoaterea unui număr — întotdeauna constant — de jeturi se face în bloc pe secții cu comandă individuală; variația numărului de secții are o influență directă asupra alurei curbei de răcire, în sensul că variația de debit pe această cale se face în trepte, discontinuu, cu repercusiuni directe asupra cantităților de căldură evacuate; în plus, sistemul presupune o construcție relativ complicată, ancombrantă și întinsă pe lungimi de ordinul zecilor și sutelor de metri, trebuind să lucreze cu o precizie relativ ridicată, mai ales în ceea ce privește timpii de răspuns la comanda de oprire și pornire a stropirii, operațiuni care se fac cu frecvență ridicată la laminarea unor sortimente de oțeluri, la care începutul și sfîrșitul benzii se răcesc diferit de restul benzii.

Metoda de răcire cu jeturi plate-lamelare, relativ recent folosită în laminarea benzilor la cald, elimină cea mai mare parte a neajunsurilor semnalate la sistemul de răcire cu jeturi laminare cilindrice. Stropirea se face de sus și de jos prin perdele de apă, uniform distribuită în secțiunea benzii. Jetul plat-lamelar îngăduie o variație de debit continuă în lamă fără ca scurgerea să iasă din domeniul laminar atît prin variații de secțiune, pe coloana de alimentare, cît și prin variație de presiune în apa de alimentare; se poate realiza un raport de 1 la 4 între debitul minim și debitul maxim cu scurgere laminară; instalația este relativ simplă, iar timpii de răspuns sînt scurți.

Principii constructive. Principalul deziderat care trebuie luat în considerare la construcția sistemului de răcire este acela de a realiza o răcire uniformă a benzii, cu alte cuvinte, cantitatea de căldură extrasă de la fața superioară a benzii să fie egală cu cantitatea de căldură extrasă de la fața inferioară a acesteia. Acest deziderat este condiționat, în principal, de construcția căii cu role, pasul dintre role fiind și pasul de bază în raport cu care se amplasează colectoarele inferioare de răcire; debitul de apă livrat de colectoarele inferioare trebuie să asigure, în condițiile specifice de transfer de căldură pe partea inferioară a benzii, extragerea unei cantități de căldură egală cu cantitatea de căldură extrasă la suprafața benzii în condițiile de transfer existente, deasupra benzii, diferite celor de la partea inferioară a benzii. Condiția extragerii unor cantități de căldură egale la partea superioară și inferioară a benzii, precum și existența unor factori de transfer de căldură diferiți pe cele două fețe ale benzii conduc direct la raportul dintre debitele de apă aplicate deasupra și dedesubtul benzii.

Lungimea pe care se aplică cele două cantități distincte de apă este comună pentru cele două rampe, superioară și inferioară, de stropire și cum rampa inferioară este condiționo-

nată de pasul rolelor, implicit și rampa superioară este condiționată de același factor constructiv.

Amplasarea colectoarelor inferioare poate fi realizată diferit la distanță variabilă, funcție de un multiplu de pas de role.

Criteriul de alegere a acestui multiplu este dictat de alura curbei de răcire pe care dorim să o realizăm. Dacă se folosește un pas constant între rampele de stropire (din rolă în rolă sau la două role etc.), se obține o curbă de răcire liniară; această curbă de răcire poate fi neliniară dacă pasul rampelor de răcire este variabil (fig. 2).

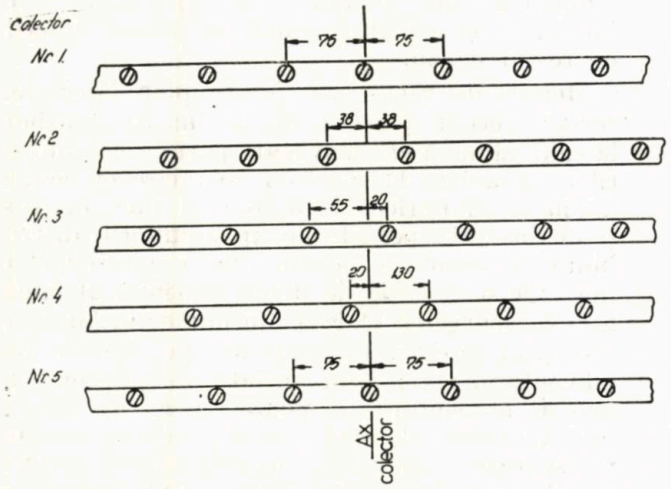


Fig. 2. Alternanța recomandată pentru montajul succesiv al sifoanelor cu *Dn* 19,05 mm (3/4″)

În practică, pasul rampelor de stropire rămîne constant, urmărind pasul rolelor. Realizarea curbelor liniare sau neliniare de răcire se face prin comanda stropirii și prin selectarea poziției rampelor (distanței dintre ele) care trebuie puse în funcțiune.

Selecția rampelor, în vederea realizării unei curbe dorite, depinde de viteza de laminare și bineînțeles de grosimea benzii. Pentru realizarea unei răciri uniforme, colectoarele de stropire superioare și inferioare se grupează în rampe de stropire în vederea unei comenzi unitare; funcționarea diferitelor rampe de stropire poate fi comandată în mod diferit. Numărul maxim de rampe de stropire va fi stabilit pentru debitul maxim de apă instalat în sistemul de răcire, numărul de rampe în funcțiune urmînd a fi selectat în funcție de curba de răcire urmărită.

Dacă se constată o scădere a eficienței răcirii, la o creștere a vitezei de laminare, se pune în funcțiune un număr corespunzător de rampe de stropire, aflate în repaus, imediat după trecerea capului benzii; în caz că la mărirea vitezei de laminare se cere menținerea aceleiași curbe de răcire, este necesar să se modifice spațiile dintre rampele de stropire în funcțiune.

Construcția rampelor de stropire este în general identică, fiecare din ele avînd o comandă unitară, distinctă, pentru partea superioară și pentru partea inferioară. Uneori însă introducerea sau scoaterea uneia din rampe nu poate realiza, în toleranțele admise, temperatura de înfășurare impusă, deoarece variația debitului de apă obținută prin această manevră le scoate din toleranțele de temperaturi dorite. Corecția răcirii trebuie făcută cu debite de apă mai mici, ceea ce impune montarea în sistemul de răcire a altui tip de

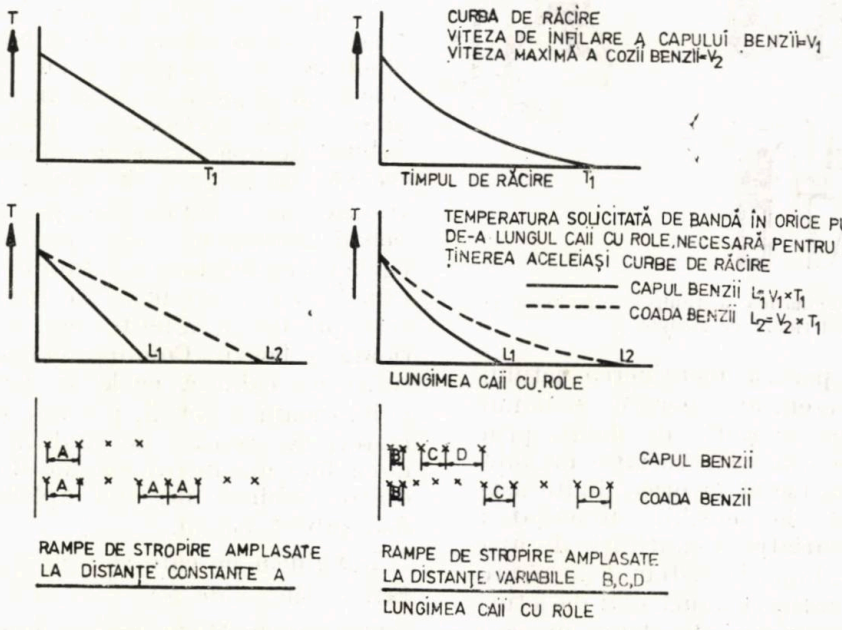


Fig. 3. Necesarul de rampe de stropire pentru menținerea curbei de răcire de-a lungul benzii, la capul benzii în condițiile vitezei maxime de înfilare și la sfîrșitul benzii pentru cazul aplicării vitezei maxime de laminare

rampă, denumit de corecție, deosebit de tipul de rampă de bază. Numărul de rampe de corecție este limitat la două sau trei bucăți identice sau diferite, fiecare din ele derivînd din aceleași elemente constructive din care sînt alcătuite și rampele de bază (același tip de colector cu duze sau sifoane într-un număr pe rampă, reprezentînd un submultiplu al numărului de colectoare din rampa de bază, dar cu comandă independentă).

În principiu, jeturile de apă trebuie aplicate pe bandă cît mai uniform și la o distanță între ele, care să permită evaporarea completă a apei (și egalizarea temperaturilor din interiorul și exteriorul benzii) înainte de aplicarea jetului următor. Din acest motiv amplasarea colectoarelor în rampele de stropire și a sifoanelor, în diferitele colectoare ce alcătuiesc rampele de stropire, trebuie făcută după un criteriu asemănător celui indicat în figura 3.

Evident că procesul de evaporare a apei, între două jeturi consecutive, este în funcție și de viteza cu care banda trece pe trenul cu role; din acest motiv și din alte cauze (diverse denivelări pe suprafața benzii, fenomenul Leidenfrost etc.) este posibil ca pe anumite zone ale suprafeței superioare a benzii să se adune cantități de apă care să contribuie la obținerea unei răciri neuniforme a benzii. De aceea, din loc în loc, sistemul de stropire trebuie prevăzut cu duze de stropire cu jeturi transversale de apă sub presiune (cu precădere la finele zonei de stropire), care să mături suprafața benzii, să evite fenomenul de „băltire" și să creeze astfel, după terminarea răcirii prin stropire cu apă, condiții de egalizare a temperaturilor de-a lungul benzii.

Construcția rampelor de stropire trebuie să fie astfel concepută, încît să permită accesul la elementele constitutive ale sistemului de răcire (pentru control, curățare și înlocuirea elementelor uzate). De asemenea trebuie să permită accesul la elementele constructive ale căii cu role (eventuale manevre de înlocuire a rolelor etc.). Accesul la piesele componente ale căii cu role, ca și necesitatea evacuării, cu ajutorul podului rulant, a benzilor rebutate pe trenul de evacuare impune condiția execuției rampelor superioare de stropire în construcție basculantă.

De asemenea este necesar să se prevadă căi de acces (scări, pasarele etc.) la rampele de stropire și la elementele de comandă ale acestora.

Condiția de a obține jeturi laminare este ca viteza de curgere a apei în jet să respecte criteriul $R_e \leqslant 2\ 300$ (fig. 4). Conform legii lui Toricelli, viteza este o funcție de presiune — înălțime hidrostatică — care în scopul obținerii jeturilor laminare trebuie să fie constantă sau să varieze în limitele impuse de criteriul Reynault pentru diametre de conducte fixe.

În principiu, reglajul de presiune se poate face fie prin introducerea unor regulatoare de presiune, fie prin alimentări din bazine sau rezervoare — cu preaplin — montate la cote prestabilite, în care nivelul apei să oscileze între anumite limite strînse (impuse), care să nu influențeze, sensibil, asupra vitezelor de curgere a apei în sifoane.

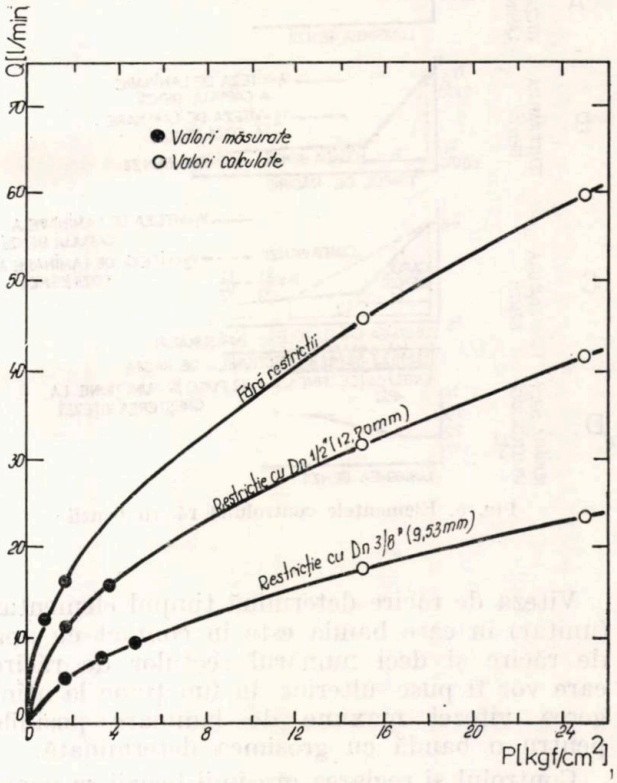


Fig. 4. Variația debitului, în funcție de presiune, printr-un sifon din țeavă cu Ø 3/4" (19,05 mm)

Alegerea vanelor cu servomotoare de comandă a stropirii trebuie să țină seamă de viteza de declanșare sau de oprire a stropirii; timpul de răspuns al vanei este foarte important atît în ceea ce privește viteza de reacție a rampelor de corecție, cît și în sistemul de răcire diferită a începutului (și sfîrșitului) benzii față de mijlocul acesteia, la laminarea cu viteză maximă a anumitor tipuri de oțeluri.

Controlul și reglarea răcirii

Pentru controlul răcirii benzii trebuie:

— Să se determine care din secțiile (rampele) de stropire urmează să fie puse în funcțiune, cînd capul benzii traversează zona de răcire.

— Să se determine care secții de răcire trebuie puse suplimentar în funcțiune, atunci cînd viteza de laminare crește.

— Să se determine, exact, timpul cînd secțiile de răcire, suplimentare, trebuie să intre în funcțiune.

Secţiile de răcire care urmează a fi folosite depind de grosimea benzii, viteza de răcire cerută, valorile temperaturilor de sfîrşit de laminare şi de înfăşurare impuse de procesul tehnologic aplicat benzii (fig. 5).

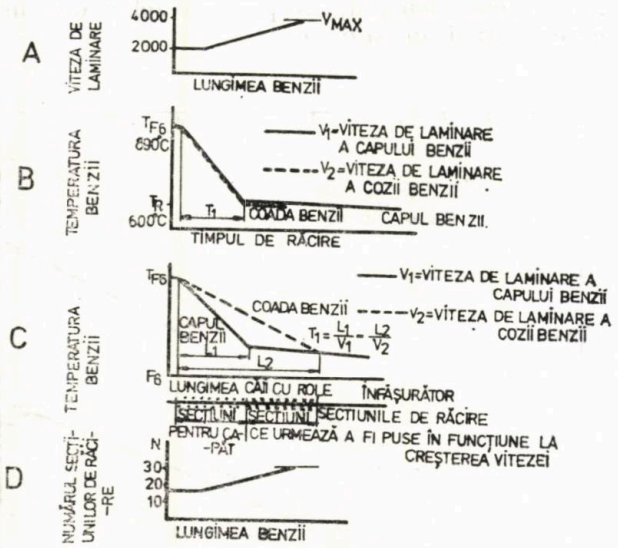


Fig. 5. Elementele controlului răcirii benzii

Viteza de răcire determină timpul elementar (unitar) în care banda este în contact cu apa de răcire şi deci numărul secţiilor de răcire care vor fi puse ulterior în funcţiune la atingerea vitezei maxime de laminare posibile pentru o bandă cu grosimea determinată.

Controlul şi reglarea grosimii benzii se poate face manual sau automat.

Controlul manual presupune fixarea anticipată a secţiilor de stropire de bază şi a celor suplimentare — solicitate de procesul de răcire, pe perioada accelerării vitezei de laminare — pentru fiecare bandă ce urmează a fi laminată.

Numărul secţiilor de stropire se determină prin calcul pe baza modelului matematic ales. Operatorul sistemului de răcire trebuie să cunoască viteza de laminare, temperatura finală de laminare şi temperatura finală de înfăşurare. Operatorul fixează cu ajutorul unor selectoare rotative numărul secţiilor de stropire de bază şi numărul secţiilor de stropire de corecţie. Mai trebuie precizată ordinea de comandă a secţiilor de stropire pentru viteza de înfilare dorită a capului benzii şi pentru temperatura finală solicitată, poziţia secţiilor de stropire de bază şi a celor care urmează a fi puse în funcţiune în momentul laminării cu viteză maximă. Numărul secţiilor de bază este constant şi el nu va fi schimbat, dar selectorul aferent comenzii secţiilor de corecţie trebuie să opereze asupra acestora atunci cînd temperatura de laminare deviază de la valoarea solicitată. Selectorul în discuţie trebuie acţionat ori de cîte ori viteza de înfilare a capului benzii deviază de la valoarea stabilită. Selectorul de corecţie trebuie etalonat astfel încît să poată interveni pentru reglarea unor abateri de un număr constant de grade. În general dacă alegerea numărului de secţii de ambele tipuri, definite prin calcul, nu dau rezultatele scontate în procesul de răcire, corecţia se face direct de operator, după experienţa acestuia, în funcţie de temperaturile finale obţinute, citite direct de operator.

Controlul prin calculator se face în principiu cu ajutorul acelorași elemente ca şi la controlul manual, cu observaţia că prin această metodă se acoperă un număr mai mare de posibilităţi şi se pot realiza toate solicitările unei răciri bazate pe condiţiile existente în momentul laminării.

Toate datele necesare conducerii procesului de răcire sînt preluate de la sistemul de control al laminării în trenul finisor, inclusiv grosimea benzii şi temperatura finală de laminare impusă. Viteza de înfilare este controlată pe parcursul laminării prin temperatura finală de laminare obţinută. Viteza de laminare a capului benzii este determinată de către calculator, chiar înainte de intrarea în prima cajă a trenului finisor. În acest moment se pot selecta numărul secţiilor de răcire ce vor fi folosite pe calea cu role de evacuare, iar corecţia poate fi determinată încă din momentul în care banda iese din trenul finisor.

Principalele avantaje ale controlului răcirii prin calculator faţă de controlul manual sînt următoarele:

— Preselecţia secţiilor de răcire se bazează mai mult pe viteza de laminare şi este în mod continuu adaptată la situaţiile de moment.

— Abaterile de la temperatura finală de laminare sînt repede sesizate şi luate în considerare la reglarea secţiilor de răcire.

— Toate secţiile de stropire pot fi manevrate independent, preselecţia secţiilor de bază şi a vitezelor de răcire care urmează a fi folosite este mult mai largă şi nerestrictivă, iar optimizarea stropirii se poate face cu mai multă acurateţă.

— Dacă unele secţii sînt scoase din funcţiune, alte secţii de răcire, învecinate, sînt automat puse în funcţiune.

— Punerea în funcţiune a secţiilor de răcire suplimentare, în timpul accelerării, se face cu mai multă precizie.

— Controlul cu ajutorul calculatorului este mai flexibil la schimbări, ca de exemplu modificarea randamentului răcirii, prin blocarea (defectarea) treptată a colectoarelor cu sifoane, scoaterea din funcţiune a secţiilor de răcire etc. Nu este necesar un operator.

Concluzii

De modul cum se răceşte banda laminată la cald depind atît calitatea produsului realizat, cît şi rentabilitatea procesului de laminare. Aceste două deziderate, scontate la laminarea la cald a benzilor — calitatea materialului obţinut şi eficienţa economică a laminării — depind de metodele de răcire finală şi intermediară.

Laminarea benzilor cu viteze accelerate, procedeu esenţial în creşterea productivităţii laminorului, presupune folosirea unor metode de menţinere a temperaturilor de laminare în limite admise prin folosirea răcirii intermediare; răcirea intermediară se impune, deoarece realizarea temperaturilor finale de laminare, direct din procesul de laminare, fără răcire, este foarte greu de obţinut, ecartul strîns de temperaturi în care ar urma să se lucreze fiind foarte greu de realizat, la scară industrială. Deşi ar contribui la realizarea unor importante economii de combustibili şi fonduri de investiţii, realizarea — în limite strînse — a temperaturilor intermediare şi finale de laminare, fără răcire intermediară, este mult influenţată de factori independenţi, încă nestăpîniţi complet, cum ar fi comportarea materialului, structura oţelului, răcirea suprafeţelor şi a marginilor benzilor, comportamentul utilajului tehnologic, factori umani etc. Nestăpînirea acestor factori face ca procesul de laminare cu „speed-up" să utilizeze procedeul de răcire intermediară pentru obţinerea unor temperaturi finale de laminare impuse.

Răcirea finală a benzii şi metodele de realizare a acestei răciri reprezintă factorii principali care determină atît calitatea benzii laminate, cît şi lungimea căii cu role de evacuare către rulor.

De la o temperatură finală de laminare impusă se poate ajunge la o temperatură de înfăşurare dorită, utilizînd diverse curbe, respectiv diverse viteze de răcire; viteza de răcire realizată determină structura metalurgică a benzii laminate (obţinute).

De aceea instalaţia de răcire montată pe calea cu role de evacuare trebuie să permită realizarea unei game largi de manevre, capabile să îngăduie realizarea oricărei viteze de răcire dorite, sau un domeniu cît mai larg de astfel de viteze.

Principalul mijloc de evacuare a căldurii din bandă îl constituie apa de răcire; distribuţia apei de-a lungul benzii trebuie făcută de aşa manieră, încît să se poată obţine o răcire uniformă în secţiunea benzii pentru orice viteză de răcire urmărită. Aplicarea unor cantităţi de apă variabile pe banda laminată cu viteze accelerate presupune un sistem de răcire care să permită o largă gamă de manevre şi care prin construcţia lui să poată fi adaptat unui sistem de comandă automat, eventual cu reglaj continuu, prin intermediul calculatoarelor. Construcţia sistemelor de răcire trebuie să fie astfel concepută, încît să contribuie la realizarea unui coeficient de transfer de căldură optim, în condiţiile date ale laminării, pentru ca apa stropită pe bandă să extragă o cantitate maximă de căldură. Acest deziderat presupune folosirea procedeului de aplicare a apei pe bandă sub formă de jeturi laminare, procedeu care s-a dovedit a fi, pînă în prezent, cel mai bun în realizarea unui transfer de căldură cu randament optim.

Cercetări recente arată însă că metoda de răcire cu jeturi laminare poate fi înlocuită prin metoda jetului plat-lamelar. Aplicarea apei în jeturi lamelare plate pe suprafaţa benzii realizează o răcire uniformă în secţiunea acesteia, contribuie la creşterea eficienţei răcirii — un randament maxim al procesului de răcire — permite o mare variaţie a debitului pe jet, reprezintă o construcţie simplă şi ieftină şi permite obţinerea unui reglaj continuu al vitezei de răcire cu ajutorul calculatoarelor.

Procedeul de răcire cu ajutorul jetului plat-lamelar a depăşit faza experimentală de laborator şi a fost deja aplicat în practică la scară industrială. La perfectarea lui trebuie semnalată o valoroasă contribuţie originală românească.

Stabilirea planului optim de producție al unei întreprinderi siderurgice cu ajutorul jocurilor strategice

Mat. D. Ilie și mat. Ecaterina Cioară
Institutul politehnic — București

CZ: 65.012.2

În industria constructoare de mașini, în industria chimică, petrolieră etc. se folosesc însemnate cantități de țevi trase la rece, cu diametre mici (< 60 mm) și cu pereți subțiri sau extrasubțiri, din oțeluri de diferite calități (oțeluri carbon, oțeluri slab aliate, oțeluri înalt aliate etc.). Acestea sînt trase la rece într-o uzină siderurgică al cărei plan de producție se stabilește în funcție de capacitatea sa și de necesarul în economia națională, necesar care nu este de cele mai multe ori cunoscut atunci cînd se stabilește planul de producție al întreprinderii siderurgice.

Apare astfel o situație conflictuală între cererea dezvoltării economiei naționale și planul de producție al întreprinderii. Teoria jocurilor strategice are ca scop determinarea metodelor de alegere a celor mai bune hotărîri în situațiile de conflict, în care se confruntă interesele unor părți cu scopuri opuse. În general o situație de conflict apare atunci cînd în fața mai multor ipoteze ce se pot realiza cu anumite probabilități (cunoscute sau nu) urmează să se facă o alegere dintre mai multe soluții pentru aceeași ipoteză, după un anumit criteriu de performanță sau de eficiență. Ipotezele pot fi acțiuni ale unui adversar care nu-și divulgă intențiile, iar soluțiile — posibilitățile de acționare ale celui care alege o soluție sau ia o hotărîre. Un exemplu concret de situație conflictuală este dat prin următoarea problemă:

Secția de tras la rece a uzinei siderurgice A are încheiat un contract cu un beneficiar B (un departament sau o centrală), prin care se prevede livrarea în decurs de 10 ani a 4 000 000 m țeavă cu diametre mici. Conform contractului, livrările se fac în funcție de cererea anuală a beneficiarului B, cerere ce nu are o eșalonare precizată anterior. Se cunosc următoarele date:

a) Referitor la cerere:

— Prin contract se prevăd: cererea anuală să fie făcută în loturi de 10 000 m țeavă de același diametru, aceasta fiind cuprinsă între 320 000 și 480 000 m. Loturile pot avea diametre diferite, însă mai mici de 60 mm. În cazul cînd beneficiarul B emite cereri anuale în afara intervalului [320 000, 480 000] m, întreprinderea A primește de la beneficiarul B o bonificație de 100 unități bănești pentru fiecare metru de țeavă nesolicitată și livrată în plus. De asemenea, dacă cererea totală (pe 10 ani) depășește 4 000 000 m țeavă, pentru fiecare metru țeavă livrată în plus întreprinderea A primește o bonificație de 100 unități bănești.

Volumul cererii în fiecare an este precizat de beneficiarul B în a treia săptămînă a primei luni a anului respectiv. Produsele sînt livrate pe măsură ce sînt fabricate, pînă cînd se atinge nivelul cererii. Dacă livrările întreprinderii A nu acoperă într-un an cererea beneficiarului B, atunci pentru fiecare metru de țeavă nelivrată în anul respectiv întreprinderea A plătește beneficiarului B o penalizare de 100 unități bănești. În caz de neacoperire într-un an a cererii beneficiarului B, restul nelivrat trebuie acoperit în anul următor.

— Din cercetarea statistică făcută de întreprinderea A asupra cererii beneficiarului B rezultă:

— cererile anuale nu sînt influențate de sezon;

— cererile anuale variază în jurul mediei de 400 000 m țeavă;

— valorile extreme 320 000 și 480 000 nu se întîlnesc decît o singură dată în timp de 10 ani, în restul timpului cererea variind între 360 000 și 440 000 m țeavă.

b) Starea întreprinderii A este:

— *Capacitatea de producție.* Întreprinderea A dispune de o capacitate de producție cuprinsă în [250 000, 500 000] m țeavă. Orice nivel anual de producție este compus din mai multe linii tehnologice de producție, capacitatea fiecărei linii tehnologice fiind de 10 000 m țeavă.

Nivelul de producție poate fi schimbat cu o linie tehnologică sau cu mai multe linii tehnologice în fiecare an: orice modificare în plus sau în minus față de anul precedent necesită o cheltuială de 400 000 unități bănești pentru fiecare linie tehnologică pusă în funcțiune sau scoasă din funcțiune. La sfîrșitul anului precedent celui în care se începe onorarea contractului, întreprinderea A a funcționat cu un nivel de producție compus din 40 linii tehnologice de producție, adică cu un nivel de producție de 400 000 m țeavă.

Nivelul de producție al fiecărui an se stabilește în ultima săptămînă a anului precedent și nu poate fi modificat decît la sfîrșitul anului pentru anul următor.

— *Nivelul stocului de producție.* Întreprinderea A dispune de capacitate suficientă de stocare, cheltuielile de stocare fiind de 200 000 unități bănești pentru fiecare lot de 10 000 m

țeavă stocate pe timp de un an. Atunci cînd nivelul producției dintr-un an depășește cererea anuală, produsele care depășesc cererea sînt stocate, stocul rămas la sfîrșitul fiecărui an devenind stoc inițial în anul următor. Acest stoc inițial este luat în considerare la stabilirea producției vandabile lunare. Nivelul stocului la sfîrșitul anului precedent anului în care se începe onorarea contractului este de 10 000 m țeavă.

Se cere să se stabilească politica de decizii anuale pe care trebuie să o urmeze întreprinderea siderurgică A pentru a putea onora contractul cu beneficiarul B, iar cheltuielile suplimentare suportate de întreprinderea A să fie minime.

Observație. Se presupune că cererile anuale solicitate de beneficiar în a treia săptămînă a primei luni a fiecărui an sînt de: 37, 35, 48, 32, 43, 44, 38, 43, 39, 36 loturi. Acestea sînt cunoscute în fiecare an, dar numai după stabilirea nivelului de producție corespunzător anului respectiv și care nu mai poate fi modificat.

Jocul care derivă din datele de mai sus va fi un joc matriceal contra naturii, natura fiind beneficiarul B pe care nu-l interesează cheltuielile făcute de întreprinderea A.

Cererea fiind făcută în loturi de cîte 10 000 m și fiind cuprinsă în intervalul [320 000, 480 000] m, beneficiarul B poate cere în fiecare an orice număr de loturi, a căror valoare este dată de unul din numerele 32, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42, 43, 44, 45, 46, 47, 48.

Considerăm alegerea oricăruia dintre acestea ca fiind o strategie și rezultă că mulțimea strategiilor beneficiarului B este $Z = \{32, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42, 43, 44, 45, 46, 47, 48\}$.

Întreprinderea A poate să-și aleagă în fiecare an din cei 10 un nivel de producție, acesta fiind format dintr-un număr de linii tehnologice de producție, definit de unul din numerele 25, 26, 27, 28, 29, 30, 31, 32, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42, 43, 44, 45, 46, 47, 48, 49, 50.

Considerînd ca strategie a întreprinderii A alegerea unui anumit număr de linii tehnologice, putem considera că mulțimea strategiilor sale este $Y = \{25, 26, 27, 28, 29, 30, 31, 32, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42, 43, 44, 45, 46, 47, 48, 49, 50\}$.

Ca funcțională f putem lua cheltuielile suportate de întreprinderea A pentru executarea contractului cu beneficiarul B; ea are o formă matriceală, valoarea sa, în funcție de strategiile $y^k \in Y$ și $z^k \in Z$ din anul k, $k = 1, 2, \ldots, 10$ ale jucătorilor A și B, fiind dată de $f(y^k, z^k) = 40\ 000\ |y^k - y_*^{k-1}| + \max.\ [1\ 000\ 000\ (z^k - y^k), 200\ 000\ (y^k - z^k)]$, unde y_*^{k-1} reprezintă strategia folosită de jucătorul A în anul $k-1$, $(y^* = 40)$;

400 000 $|y^k - y_*^{k-1}|$ reprezintă cheltuielile efectuate pentru schimbarea nivelului de producție în anul k față de $k-1$.

Atunci cînd $z^k > y^k$, 1 000 000 $(z^k - y^k)$ reprezintă cheltuielile suportate de întreprinderea A, datorate penalizării în anul k.

Atunci cînd $y^k > z^k$, 200 000 $(y^k - z^k)$ reprezintă cheltuielile suportate de întreprinderea A datorate stocajului pentru anul $k+1$.

Se pune problema determinării strategiilor de decizie y_*^k, $k = 1, 2, \ldots, 10$ ale întreprinderii A, astfel încît riscul cheltuielilor suplimentare să fie cît mai mic posibil.

La stabilirea deciziilor y_*^k, $k = 1, 2, \ldots, 10$, vom lua în considerare, în locul funcției $f(y^k, z^k)$, funcția $g(y^k, z^k) = \frac{1}{200\ 000} f(y^k, z^k)$; aceasta duce la același rezultat, dar simplifică calculele.

Observație. În stabilirea jocului nu s-a ținut seamă de eventuala ieșire a cererii din intervalul [320 000, 480 000], deoarece s-a considerat că beneficiarul B, jucînd rațional, nu va adopta astfel de strategii dezavantajoase pentru el. În această situație, întreprinderea A merge la risc.

În primul an valorile funcției $g(y^1, z^1)$ sînt date în funcție de $(y^1, z^1) \in Y \times Z$, $y_*^0 = 40$. Pentru beneficiarul B considerăm strategiile 31, 32, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42, 43, 44, 45, 46, 47, deoarece în stoc există un lot care poate fi livrat de la început.

Determinînd strategia întreprinderii A pentru jocul matriceal definit prin matricea de mai sus, folosind criteriile amintite, rezultă:

— Criteriul lui Neumann

$$\min_{y^1 \in Y} \max_{z^1 \in Z} g(y^1, z^1) = 23 = g(44, 48)$$

(s-a luat un maxim de pe fiecare linie a tabelului 1 și apoi un minim din maximele obținute). Folosind acest criteriu rezultă că întreprinderea A trebuie să urmeze strategia $44 (y_*^1 = 44)$, fiind sigură prin aceasta că cheltuielile sale, indiferent de alegerea beneficiarului, nu vor depăși $23 \cdot 200\ 000 = 4\ 600\ 000$ unități bănești. După cum se vede din tabel, acestea vor fi însă mai mari ca $8 \cdot 200\ 000 = 1\ 600\ 000$ unități bănești dacă se ia decizia de a merge în primul an de onorare a contractului cu nivelul de producție 44.

— Criteriul maximin ne conduce la aceeași decizie, deoarece dezavantajul cel mai mare pentru fiecare strategie a lui A corespunde celor mai mari cheltuieli. Deci $y_*^1 = 44$.

— Criteriul maximax. Jucătorul A determină pentru fiecare strategie posibilă a sa cel mai mare cîștig, adică cea mai mică cheltuială, și alege acea strategie care dă cîștigul cel mai mare, adică cheltuiala cea mai mică. Luăm deci minimul pe fiecare linie și apoi cel mai mic minim din acestea. Se obține:

$$\min_{y^1 \in Y} \min_{z^1 \in Z} g(y^1, z^1) = 0 = g(40, 40)$$

După acest criteriu întreprinderea A își alege nivelul de producție $y_*^1 = 40$. Prin această alegere cheltuielile cele mai mari sînt de $35 \cdot 200\ 000 = 7\ 000\ 000$ unități bănești, iar cheltuielile cele mai mici sînt 0.

— Criteriul Laplace. Considerăm strategiile lui B ca fiind echiprobabile $\left(\text{cu probabilitatea } \frac{1}{17}\right)$. Valorile medii corespunzătoare strategiilor lui A sînt : 100 ; 93 ; 86 ; 79 ; 72 ; 65 ; 58 ; 51,35 ; 45,06 ; 39,12 ; 33,53 ; 28,29 ; 23,41 ; 20,35 ; 14,71 ; 10,88 ; 11,12 ; 12,30 ; 13,53 ; 15,88 ; 17,05 ; 19,35 ; 22 ; 25 ; 28 ; 31. Valoarea medie cea mai mare este deci 100 ; deci $y_*^1 = 25$. În acest caz cheltuielile cele mai mici sînt de $60 \cdot 200\ 000 = 12\ 000\ 000$ unități bănești, iar cele mai mari de $140 \cdot 200\ 000 = 28\ 000\ 000$ unități bănești.

— Criteriul lui Wald nu poate fi folosit, deoarece ar trebui estimată probabilitatea cererii lui B, ceea ce nu este dat în cazul analizat.

Nu poate fi aplicat nici criteriul lui Hurwicz, deoarece nu se cunoaște optimismul jucătorului A. Acesta poate fi estimat în funcție de diversele situații ale sale și ale adversarului.

Este posibilă alegerea unei decizii din strategiile 44, 40, 25. Strategia 25 se elimină, deoarece în acest caz și cele mai mici cheltuieli depășesc cheltuielile maxime ale strategiilor 44, 40. Rămîne de ales între 44 și 40. Se hotărăște să se ia decizia 44, deoarece variația cheltuielilor corespunzătoare acesteia este mai mică decît în cazul alegerii lui 40. În urma deciziei luate, nivelul producției întreprinderii A în primul an al onorării contractului este de 44 linii tehnologice, adică 440 000 m.

Observație. Strategiile întreprinderii A, care sînt sub cererea minimă sau peste cererea maximă, sînt dominante. Acestea pot fi excluse de la început, deoarece cheltuielile pe care le presupun sînt întotdeauna mai mari ca acelea ale celorlalte, datorită schimbării liniei de producție. În cele ce vor urma se va folosi această observație.

Se trece la stabilirea deciziei în anul al doilea ; cererea în primul an este de 37. Stocul inițial pentru anul al doilea este de $44 + 1 - 37 = 8$.

Deoarece $44 + 8 = 52$ și $52 > 48$, cererea maximă, de la început modifică nivelul producției cu $52 - 48 = 4$ linii de producție ; aceasta este posibilă fără modificarea cheltuielilor, deoarece la coborîrea nivelului de producție cu o linie tehnologică se cheltuiesc $400\ 000 - 200\ 000 = 200\ 000$ unități bănești (se scade stocajul care nu mai are loc), adică tot cît s-ar cheltui în anul următor pentru un lot de produse stocate peste limita superioară a cererii maxime. Putem deci considera că în anul al doilea nivelul cererii este de $44 - 4 = 40$. Avînd un stoc inițial de 8, strategiile beneficiarului B sînt : 24, 25, 26, 27, 28, 29, 30, 31, 32, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40. Ținînd seamă de observația făcută anterior, strategiile posibile, după eliminarea celor dominante ale lui A, sînt 25, 26, 27, 28, 29, 30, 31, 32, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40.

Criteriul lui Neumann dă :

$$\min_{y^2 \in Y} \max_{z^2 \in Y} g(y^2, z^2) = 16 = g(40, 24),$$

deci $y_*^2 = 40$.

Criteriul maximin ne conduce la același rezultat.

Criteriul maximax ne conduce la :

$$\min_{y^2 \in Y} \min_{z^2 \in Z} g(y^2, z^2) = 0 = g(40, 40),$$

deci $y_*^2 = 40$

Criteriul Laplace ne duce la erori mari și nu îl mai folosim.

Decizia luată în anul al doilea este deci de a alege $y_*^2 = 40$. Cererea în anul al doilea este de 35.

Stocul inițial în anul al treilea este $40 + 8 - 35 = 13$.

Modificăm pentru început nivelul de producție al anului al treilea cu $40 + 13 - 48 = 5$ linii tehnologice.

Ne rămîne nivelul $40 - 5 = 35$. Strategiile jucătorului B sînt 19, 20 21, 22, 23, 24, 25, 26, 27, 28, 29, 30, 31, 32, 33, 34, 35, iar ale jucătorului A sînt 25, 26, 27, 28, 29, 30, 31, 32, 33, 34, 35.

Criteriul lui Neumann dă :

$$\min_{y^3 \in Y} \max_{z^3 \in Z} g(y^3, z^3) = 16 = g(35, 19),$$

deci $y_*^3 = 35$.

Criteriul maximin ne conduce la același rezultat.

Criteriul maximax ne conduce la :

$$\min_{y_3 \in Y} \min_{z^3 \in Z} g(y^3, z^3) = 0 = g(35, 35),$$

deci $y_*^3 = 35$.

Pentru nivelul de producție al anului al treilea se dau ca nivel de producție 35 de linii tehnologice.

Cererea în anul al treilea este de 48. Stocul inițial în anul al patrulea este $40 + 8 - 48 = 0$. Strategiile jucătorului B în anul al patrulea sînt 32, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42, 43, 44 (nu va cere peste 44 conform datelor strategice decît o singură dată și a cerut).

Strategiile lui A sînt deci 32, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42, 43, 44.

Criteriul lui Neumann dă :

$$\min_{y^4 \in Y} \max_{z^4 \in Z} g(y^4, z^4) = 24 = g(42, 32)$$

Criteriul maximin ne conduce la același rezultat.

Criteriul maximax ne conduce la :

$$\min_{y^4 \in Y} \min_{z^4 \in Z} g(y^4, z^4) = 0 = g(35, 35)$$

Dacă jucătorul A decide asupra lui $y_*^4 = 42$, cheltuielile maxime sînt 4 800 000, iar cele minime, 1 400 000; dacă decide asupra lui lui $y_*^4 = 35$, atunci cheltuielile maxime sînt 9 000 000, iar minime, 0. El hotărăşte să ia decizia $y_*^4 = 42$, deoarece cheltuielile maxime sînt mult mai mici. Nivelul de producţie în anul al patrulea este deci 42 linii tehnologice.

Cererea în anul al patrulea este de 32. Stocul iniţial pentru anul al cincilea este de $42 - 32 = 10$.

Considerăm de la început modificat nivelul de producţie cu $42 + 10 - 44 = 8$. Deci nivelul de producţie se consideră $42 - 8 = 34$. Strategiile lui B sînt 26, 27, 28, 29, 30, 31, 32, 33, 34, deoarece cererea minimă fiind solicitată, nu mai poate avea loc conform datelor statistice. Strategiile lui A sînt 26, 27, 28, 29, 30, 31, 32, 33, 34.

Criteriul lui Neumann dă:

$$\min_{y^5 \in Y} \max_{z^5 \in Z} g(y^5, z^5) = 0 = g(34, 34)$$

Criteriul maximin dă $y_*^5 = 34$. La fel criteriul maximax ne conduce la $y_*^5 = 34$. Nivelul producţiei în anul al cincilea este deci de 34 linii tehnologice. Cererea în anul al cincilea este de 43. Stocul iniţial în anul al şaselea este $34 + 10 - 43 = 1$. Strategiile lui B sînt 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42, 43, iar ale lui A, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42, 43. Nivelul producţiei fiind sub nivelul minim al cererii, trebuie mărită capacitatea de producţie cu o linie tehnologică; se ajunge la 35.

Criteriul lui Neumann ne conduce la:

$$\min_{y^6 \in Y} \max_{z^6 \in Z} g(y^6, z^6) = 21 = g(42, 35),$$

deci $y_*^6 = 42$.

Criteriul maximin ne conduce la acelaşi rezultat.

Criteriul maximax ne conduce la:

$$\min_{y^6 \cap y} \min_{z^6 \in Z} g(y^6, z^6) = g(35, 35),$$

deci $y_*^6 = 35$.

Alegem pe $y_*^6 = 42$ ca nivel al producţiei în anul al şaselea. Cererea în anul al şaselea este 44. Stocul iniţial pentru anul al şaptelea este de $42 + 1 - 44 = -1$. Strategiile lui B în anul al şaptelea sînt deci 37, 38, 39, 40, 41, 42, 43, 44, 45.

Criteriul lui Neumann ne conduce la:

$$\min_{y^2 \in Y} \max_{z^7 \in Z} g(y^7, z^7) = 11 = g(44, 37),$$

deci $y_*^7 = 44$.

Tot aceeaşi soluţie dă şi criteriul maximin.

Criteriul maximax ne conduce la:

$$\min_{y^7 \in Y} \min_{z^7 \in Z} g(y^7, z^7) = 0 = g(42, 42)$$

Cu strategia $y_*^7 = 44$, cheltuielile maxime sînt 2 200 000 şi cele minime, 800 000. Cu strategia $y_*^7 = 42$ cheltuielile maxime sînt 3 000 000 şi minime, 0.

Decidem la risc ca nivelul producţiei să fie $y_*^7 = 42$, deoarece $15 - 11 = 4$, adică atît cît ar fi cheltuielile minime. Cererea în anul al şaptelea este de 38, la care se adaugă 1, nelivrat în anul precedent. Stocul iniţial pentru anul al optulea este de $42 - 39 = 3$. Strategiile lui B sînt 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41. Strategiile lui A sînt 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41. Modificăm nivelul producţiei pentru început cu $42 + 3 - 44 = 1$. Nivelul se consideră deci $42 - 1 = 41$.

Criteriul lui Neumann ne conduce la:

$$\min_{y^8 \in Y} \max_{z^8 \in Z} g(y^8, z^8) = 8 = g(41, 41),$$

deci $y_*^8 = 41$.

La acelaşi rezultat ne conduc şi criteriile maximin, maximax. Pentru anul al optulea decidem ca nivelul producţiei să fie de 41 linii tehnologice. Cererea în anul al optulea este de 43. Stocul iniţial pentru anul al noulea este $41 + 3 - 43 = 1$. Strategiile lui B, în anul al noulea sînt 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42, 43, iar ale lui A sînt 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42, 43.

Criteriul lui Neumann ne conduce la:

$$\min_{y^9 \in Y} \max_{z^9 \in Z} g(y^9, z^9) = 9 = g(42,35),$$

deci $y_*^9 = 42$. La fel criteriul maximin $y_*^9 = 42$.

Criteriul maximax ne conduce la:

$$\min_{y^9 \in Y} \min_{z^9 \in Z} g(y^9, z^9) = 0 = g(41, 41),$$

deci $y_*^9 = 41$.

Ţinînd seamă de cheltuielile maxime şi minime corespunzătoare strategiilor, conchidem să luăm ca nivel al producţiei anul al noulea pe $y_*^9 = 41$. Cererea în anul al noulea este 39. Stocul iniţial pentru anul al zecelea este $41 + 1 - 39 = 3$. Strategiile lui B pentru anul al zecelea sînt 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, iar ale lui A sînt 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41.

Criteriile Neumann, maximin, maximax ne conduc la $y_*^{10} = 41$. Cererea în anul al zecelea este de 36. Stocul de care dispune întreprinderea A, după onorarea contractului, este de $41 + 3 - 36 = 8$.

Din rezolvarea problemei date rezultă tabelul 1 care conţine deciziile şi cheltuielile suplimentare anuale.

Întreprinderea A va adopta pe perioada celor 10 ani politica decizională dată de strategia admisibilă cea mai favorabilă $y_* = (y_*^1, y_*^2, y_*^3, y_*^4, y_*^5, y_*^6, y_*^7, y_*^8, y_*^9, y_*^{10}) = (44, 40, 35, 42, 34, 42, 42, 41, 41, 41)$.

Tabelul 1

Anul K	Decizia luată de întreprinderea A în anul K (y^k_*)		Stocul inițial în anul K		Cererea beneficiarului în anul K (z^k_*)		$g(y^k_*, z^k_*)$	$f(y^k_*, z^k_*)$	Cheltuieli suplimentare în anul K
	nr. de linii tehnologice	nr. de produse P	nr. de linii tehnologice	nr. de produse P	nr. de linii tehnologice	nr. de produse P			
1	44	440 000	1	10 000	37	370 000	16	3 200 000	3 200 000
2	40	400 000	8	80 000	35	350 000	13	2 600 000	2 600 000
3	35	350 000	13	130 000	48	480 000	0	0	0
4	42	420 000	0	0	32	320 000	24	4 800 000	4 800 000
5	34	340 000	10	100 000	43	430 000	1	200 000	200 000
6	42	420 000	1	10 000	44	440 000	19	3 800 000	3 800 000
7	42	420 000	− 1	− 10 000	38	380 000	9	1 800 000	1 800 000
8	41	410 000	3	30 000	43	430 000	1	200 000	200 000
9	41	410 000	1	10 000	39	390 000	3	600 000	600 000
10	41	410 000	3	30 000	36	360 000	8	1 600 000	1 600 000

Cheltuielile suplimentare totale suportate de întreprinderea A, alegînd politica decizională y_*, atunci cînd beneficiarul adoptă politica $z_* = (z^1_*, z^2_*, z^3_*, z^4_*, z^5_*, z^6_*, z^7_*, z^8_*, z^9_*, z^{10}_*) = (37, 35, 48, 32, 43, 44, 38, 43, 39, 36)$ sînt 3 200 000 + 2 600 000 + 0 + 4 800 000 + 200 000 + 3 800 000 + 1 800 000 + 200 000 + 600 000 + 1 600 000 = 18 800 000.

Dacă întreprinderea A folosește politica decizională y_*, indiferent de politica z_* a beneficiarului B, cheltuielile suplimentare suportate de întreprinderea A sînt cele mai puțin defavorabile. Acestea variază în intervalul [7 200 000; 29 800 000] indiferent de alegerea politicii z_* a beneficiarului B. În funcție de alegerea politicii z_* a beneficiarului B cheltuielile suplimentare suportate de întreprinderea A reprezintă un număr multiplu de 200 000 în intervalul [7 200 000; 29 800 000]. Dacă întreprinderea A nu ar folosi politica decizională y_* stabilită mai sus, valoarea cheltuielilor suplimentare va depăși cu mult intervalul stabilit, indiferent de politica z_* aleasă de beneficiarul B. Modelul de joc folosit poate fi considerat și ca un joc de urmărire, deoarece alegerea strategiei lui A urmărește strategiile lui B și depinde în fiecare stare de starea anterioară.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ackoff, R. *Scientific Method Optimizing Applied to Research Decision*. New York, Wiley, 1962.

[2] Bercovitz, L. D. *A Differential Games without Pure Strategy Solutions on the Open Set*. Ann. of Math. Studies, 1964.

[3] Boldur, Gh. *Procese informaționale și de decizie*. București, Editura științifică, 1969.

[4] Guiașu, S. și Maliță, M. *Triade*. București, 1973.

[5] Ilie, D. *O aplicație a jocurilor strategice într-o problemă de alegere a deciziilor*. În: Studii și cercetări de calcul economic și cibernetică economică, nr. 3, 1971.

[6] Ilie, D. *An Application of Strategic Games to a Decision-Making Problem. Economic Computation and Economic Cybernetics Studies and Reasearch*, nr. 2. 1971.

[7] Neumann, J. și Morgenstern, G. *Theory of Games and Economics Behaviour*. Princeton University Press, 1947.

[8] Schatteles, T. *Jocuri strategice și analiza economică*. București, 1969.

Ing. Ecaterina Szöcs și ing. Șt. Szöcs
Întreprinderea de fier — Vlăhița

Unele considerații privind formarea la crud a carcaselor de motoare electrice și accesoriilor la presiuni înalte (I)

CZ: 621.742.44

Formarea și turnarea la crud a pieselor din fontă necesită un amestec de formare potrivit configurației pieselor, presiunii de formare, respectiv mărimii pieselor.

Cerințele de calitate ale amestecului de formare cresc pe măsura creșterii gradului de complexitate a pieselor turnate. La piesele relativ simple cum sînt fuliile, unele scuturi și tălpi de motoare electrice, cămăși de cilindri etc., parametrii de calitate mai importanți ai amestecului sînt cei de rezistență.

La piesele cu configurație mai complicată cum sînt carcasele de motoare electrice și altele, alături de parametrii de rezistență ai amestecului de formare capătă o importanță din ce în ce mai mare plasticitatea, fluiditatea și capacitatea de îndesare.

Încercările de a găsi un amestec de formare pe bază de bentonită pentru diferite piese, respectiv pentru formare la presiuni înalte sînt numeroase în literatura de specialitate. În general se pot trage următoarele concluzii:

a) parametrii de rezistență cresc cu creșterea conținutului de liant sau la amestecuri cu conținut constant de liant valorile maxime de rezistență se deplasează spre conținuturi mai mici de apă cu creșterea presiunii;

b) pentru a obține forme de densitate cît mai uniformă, amestecul trebuie să aibă proprietăți bune de curgere: plasticitate mare, fluiditate mare, respectiv să aibă grad de îndesare constant. Gradul de îndesare depinde de conținutul de apă, de bentonită praf, de granulația nisipului și de presiunea de îndesare.

Problema se pune de a găsi un nisip corespunzător, cu conținut de bentonită și umiditate optimă, care conferă amestecului rezistență suficientă dar și fluiditate cît mai bună.

Astfel s-a studiat stabilitatea termică a trei sorturi de bentonite: bentonita Valea Chioarului, bentonita Gura-Sada neactivată și bentonita Gura-Sada activată, cu caracteristici de bază conform tabelului 1.

Pentru simularea procesului de ardere a bentonitei din amestec de formare în atac cu metal topit, cele trei sorturi de bentonite s-au tratat termic, timp de 2 h de la 100 la 1 100°C și s-a urmărit schimbarea caracteristicilor. Rezultatele obținute sînt trecute în figurile 1, 2, 3.

Cu bentonitele tratate termic s-au preparat amestecuri cu 10% bentonită și s-au măsurat caracteristicile amestecului, rezultatele fiind prezentate în figurile 4, 5 și 6.

În general rezultatele cercetărilor corespund cunoștințelor actuale: bentonitele sodice au stabilitate termică mai bună decît bentonitele calcice sau bentonitele sodice artificiale [1] — [4]. Astfel la bentonita Valea Chioarului o scădere însemnată a caracteristicilor are loc după 700°C, pe cînd la bentonitele Gura-Sada după 500°C, cu unele abateri de la un parametru la altul.

Parametrii cum sînt conținutul de montmorillonit și absorbția de albastru de metilen prezintă o scădere cu creșterea temperaturii de tratare a bentonitei, cu o scădere accentuată la bentonita Gura-Sada neactivată. Scăderea absorbției de albastru de metilen nu corespunde cu rezultatele obținute de Rochier [4]. După Rochier, bentonitele calcice activate au o absorbție de albastru de metilen mai mare decît cele sodice și au o stabilitate termică aproape egală.

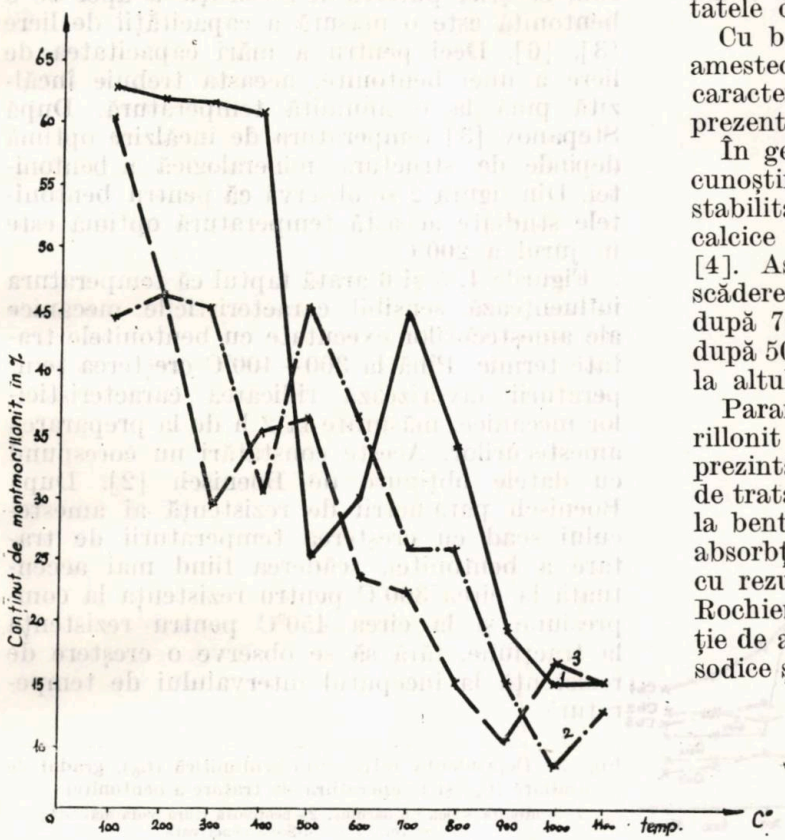


Fig. 1. Dependența între conținutul de montmorillonit și temperatură:
1 — bentonită Valea Chioarului;
2 — bentonită Gura-Sada activată;
3 — bentonită Gura-Sada neactivată

Tabelul 1

Caracteristicile de bază ale bentonitelor studiate

Parametrii	Bentonita Gura-Sada		Bentonita Valea Chioarului
	neactivată	activată	
Higroscopicitate, %	5,8	9,4	8,3
Apă de constituţie, %	2,0	2,5	1,25
Grad de umflare, cm^3/g	15,2	13,5	19,4
Cifra bentonitică, %	29	60	100
*p*H	7,5	10,5	8,6
pc., %	10,49	8,9	7,35
Granulaţia pe site, %			
0,09 mm	10,708	16,600	15,624
0,063	13,606	13,004	13,400
Rezistenţe la compresiune, daN/cm^2			
crud	0,40	0,72	0,98
uscat	2,00	2,60	1,60
Rezistenţa la tracţiune umed-cald, g/cm^2	8,0	12,0	14,0
Umiditate optimă, %	2,2	2,4	2,0
Montmorillonit, %	44,3	60,83	63,26

Diferenţa mare între curbele *1* şi *2* din figura 3 se poate explica cu insuficienta activare a bentonitei Gura-Sada, de altfel cum se observă şi din figura 2.

Din figura 2 se observă că ridicarea temperaturii pînă la 200—300°C favorizează creşterea gradului de umflare a bentonitei. După

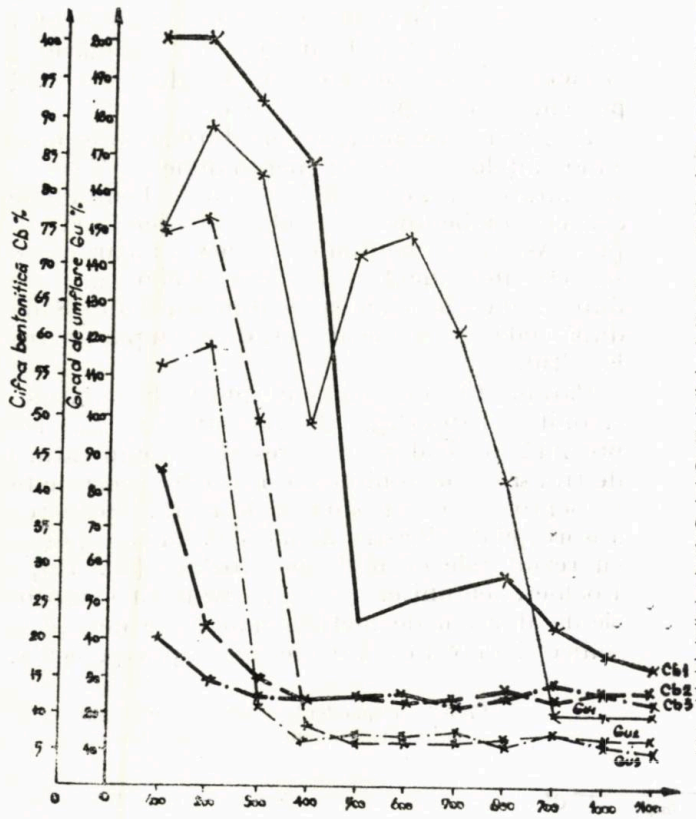


Fig. 2. Dependenţa între cifra bentonitică (C_b), gradul de umflare (G_u) şi temperatura de tratare a bentonitei :
1—bentonită Valea Chioarului; *2*—bentonită Gura-Sada activată; *3*—bentonită Gura-Sada neactivată

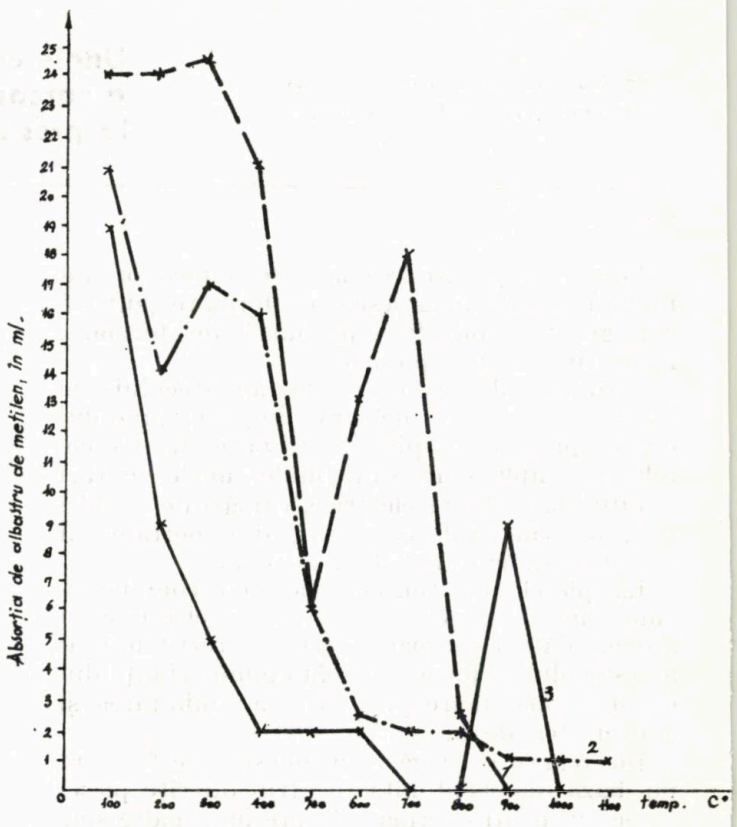


Fig. 3. Dependenţa între absorbţia albastrului de metilen (soluţia 0,374 %) şi temperatură :
1—bentonită Valea Chioarului; *2*—bentonită Gura-Sada activată; *3*—bentonită Gura-Sada neactivată

cum se ştie, puterea de absorbţie a apei de o bentonită este o măsură a capacităţii de liere [3], [6]. Deci pentru a mări capacitatea de liere a unei bentonite, aceasta trebuie încălzită pînă la o anumită temperatură. După Stepanov [3] temperatura de încălzire optimă depinde de structura mineralogică a bentonitei. Din figura 2 se observă că pentru bentonitele studiate această temperatură optimă este în jurul a 200°C.

Figurile 4, 5 şi 6 arată faptul că temperatura influenţează sensibil caracteristicile mecanice ale amestecurilor executate cu bentonitele tratate termic. Pînă la 300—400°C creşterea temperaturii favorizează ridicarea caracteristicilor mecanice, măsurate la 2 h de la prepararea amestecurilor. Aceste constatări nu corespund cu datele obţinute de Boenisch [2]. După Boenisch parametrii de rezistenţă ai amestecului scad cu creşterea temperaturii de tratare a bentonitei, scăderea fiind mai accentuată la circa 300°C pentru rezistenţa la compresiune şi la circa 450°C pentru rezistenţa la tracţiune, fără să se observe o creştere de rezistenţă la începutul intervalului de temperatură.

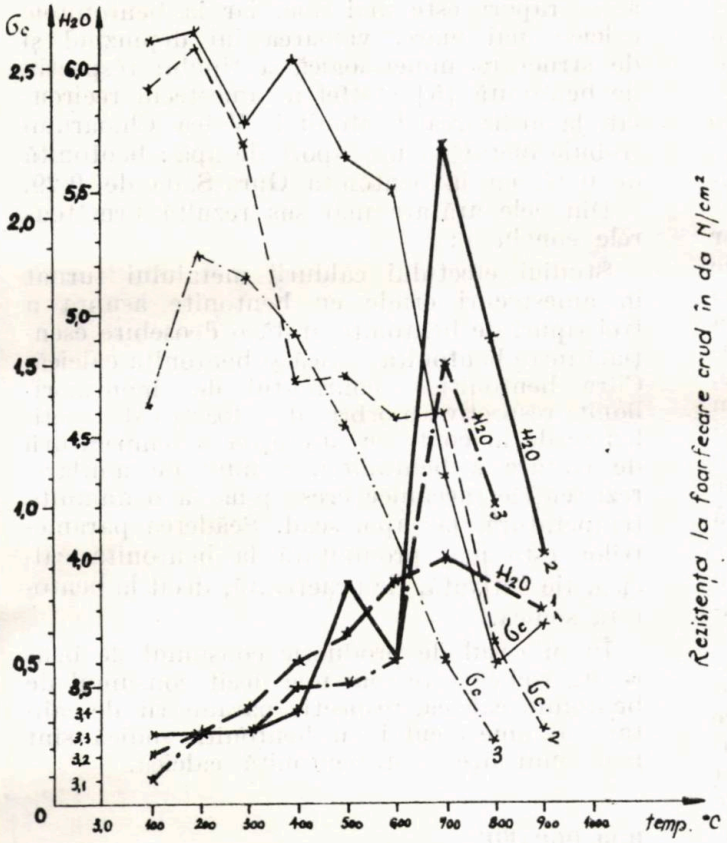


Fig. 4. Dependența între rezistența de compresiune și umiditatea optimă a amestecului cu 10% bentonită și temperatura de tratare a bentonitei:

1—bentonită Valea Chioarului; *2*—bentonită Gura-Sada activată; *3*—bentonită Gura-Sada neactivată

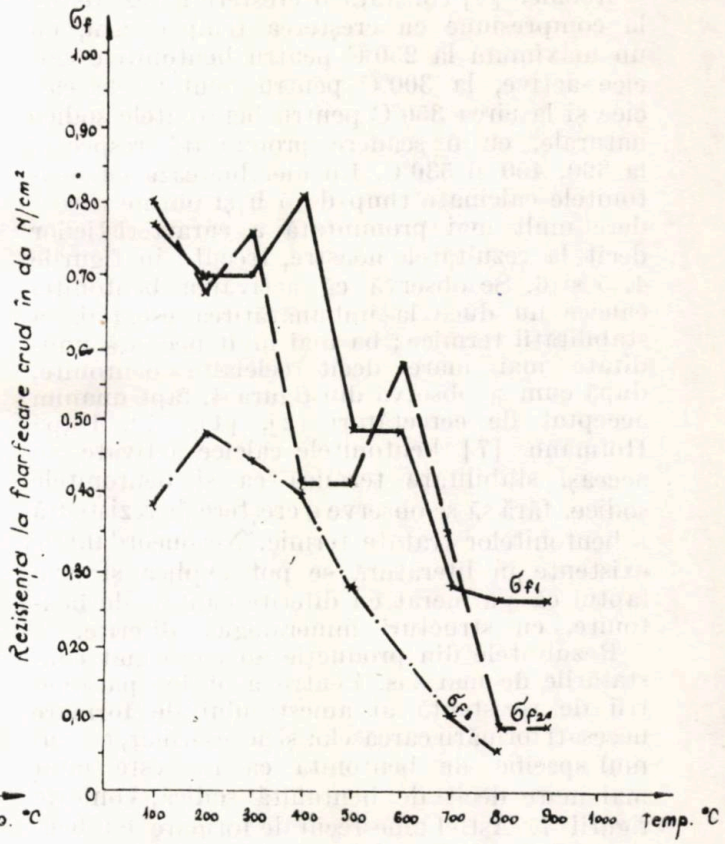


Fig. 6. Dependența între rezistența la forfecare la crud a amestecului cu 10% bentonită și temperatura de tratare a bentonitei:

1—bentonită Valea Chioarului; *2*—bentonită Gura-Sada activată; *3*—bentonită Gura-Sada neactivată

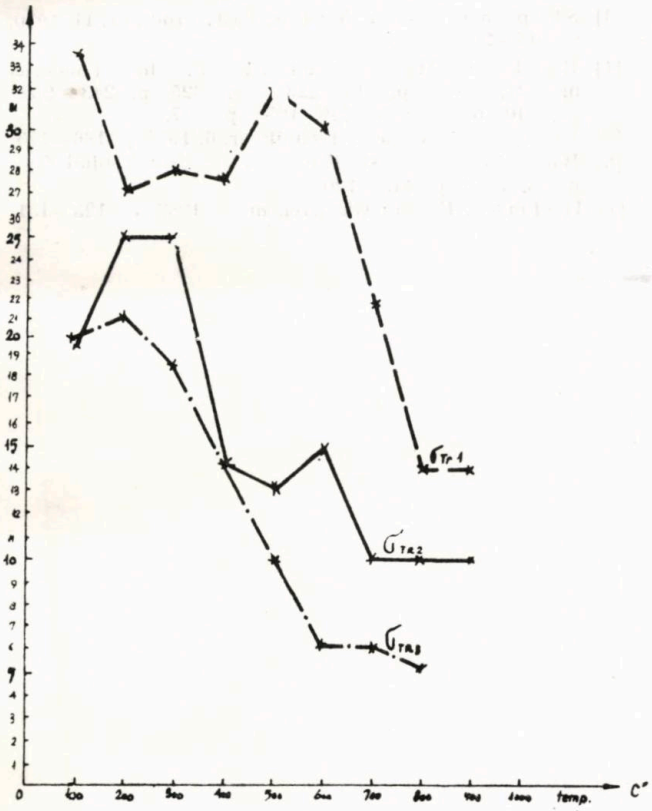


Fig. 5. Dependența între rezistența la tracțiune a amestecului cu 10% bentonită și temperatura de tratare a bentonitei:

1—bentonită Valea Chioarului; *2*—bentonită Gura-Sada activată; *3*—bentonită Gura-Sada neactivată

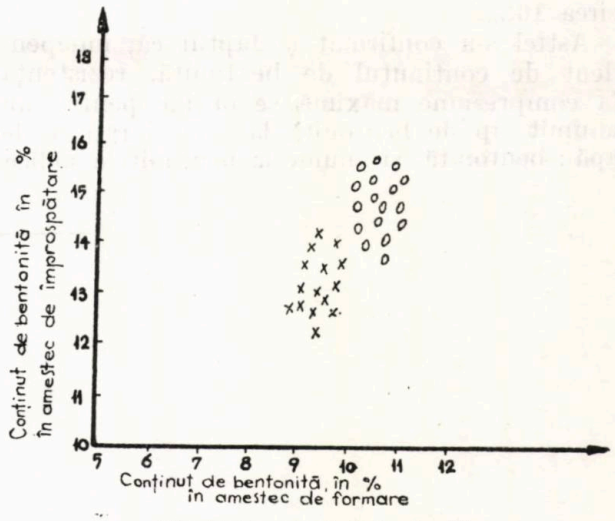


Fig. 7. Consumul de bentonită:

× × — bentonită Valea Chioarului;
0 0 — bentonită Gura-Sada

Rochier [4] constată o creştere a rezistenţei la compresiune cu creşterea temperaturii, cu un maximum la 250°C pentru bentonitele calcice active, la 300°C pentru bentonitele calcice şi la circa 350°C pentru bentonitele sodice naturale, cu o scădere pronunţată respectiv la 390, 400 şi 530°C. Rochier lucrează cu bentonitele calcinate timp de 5 h şi obţine o scădere mult mai pronunţată a caracteristicilor decît la rezultatele noastre, trecute în figurile 4, 5 şi 6. Se observă că activarea bentonitei calcice nu duce la îmbunătăţirea esenţială a stabilităţii termice; ba mai mult necesită umiditate mai mare decît celelalte bentonite, după cum se observă din figura 4, fapt unanim acceptat de cercetători [2], [4], [7]. După Hofmann [7] bentonitele calcice activate au aceeaşi stabilitate termică ca şi bentonitele sodice, fără să se observe o creştere de rezistenţă a bentonitelor tratate termic. Neconcordanţele existente în literatură se pot explica şi prin faptul că s-a lucrat cu diferite calităţi de bentonite, cu structuri mineralogice diferite.

Rezultatele din producţie au confirmat constatările de mai sus. Pentru a obţine parametrii de rezistenţă ai amestecului de formare necesari formării carcaselor şi accesoriilor, consumul specific de bentonită calcică este mult mai mare decît de bentonită sodică, conform figurii 7. Astfel amestecul de formare cu bentonita Valea Chioarului necesită umiditate mai mică decît cu bentonita Gura-Sada. Scăderea umidităţii necesare, respectiv creşterea fluidităţii atrage după sine îmbunătăţirea proprietăţii de formare a amestecului şi scăderea rebutului datorat amestecului de formare cu circa 10%.

Astfel s-a confirmat şi faptul că, independent de conţinutul de bentonită, rezistenţa la compresiune maximă se obţine pentru un anumit tip de bentonită la acelaşi raport de apă : bentonită, şi anume la bentonitele sodice acest raport este mai mic, iar la bentonitele calcice mai mare, valoarea lui depinzînd şi de structura mineralogică a tipului respectiv de bentonită [5]. Astfel în amestecul recirculat, la utilizarea bentonitei Valea Chioarului trebuie lucrat cu un raport de apă : bentonită de 0,27, iar la bentonita Gura-Sada de 0,29.

Din cele arătate mai sus rezultă următoarele concluzii:

Studiul efectului căldurii metalului turnat în amestecuri crude cu bentonite asupra a trei tipuri de bentonite arată o deosebire esenţială între bentonita sodică şi bentonita calcică. Cifra bentonitică, conţinutul de montmorillonit, respectiv absorbţia de albastru de metilen scade în continuu cu creşterea temperaturii de tratare a bentonitei. Gradul de umflare, rezistenţele mecanice cresc pînă la o anumită temperatură, iar apoi scad. Scăderea parametrilor este mai pronunţată la bentonita calcică, fie activată, fie neactivată, decît la bentonita sodică.

În procesul de producţie consumul de bentonită sodică este mai mic decît consumul de bentonită calcică, respectiv parametrii de calitate ai amestecului cu bentonită sodică sînt mai buni decît cu bentonită calcică.

BIBLIOGRAFIE

[1] Granitzki, K. E. În: Giesserei, nr. 10, 1963, p. 289–298.

[2] Boenisch, D. În: Giesserei, nr. 17, 1966, p. 565–575.

[3] Stepanov, A. A. În: Rus. Cast. Prod., nr. 11, 1970, p. 518–20.

[4] Rochier, M. şi Defert, F. În: Fonderie, nr. 324, 1973, p. 217–223; nr. 325, p. 243–252; nr. 340, p. 443; nr. 355, 1974, p. 227.

[5] Bast, J. În: Giesserei Technik, nr. 6, 1971, p. 186–193.

[6] Boenisch, D. şi Kohler, B. În: Tonind-Ztg., nr. 5, 1972, p. 113–120.

[7] Hofman, F. În: Giesserei, nr. 5, 1963, p. 123–131.

Instalație de formare în cîmp magnetic

Ing. M. Surdulescu
IREMOAS – București

CZ: 621.744.4:669.018.58

Metoda de formare în cîmp magnetic, brevetată de Hofmann în 1966 [1], a fost prezentată pentru prima dată în 1968 la al 35-lea Congres internațional de turnătorie din Japonia și la al 3-lea Tîrg internațional de turnătorie de la Düsseldorf (GIFA) [2]. Ulterior procedeul a fost perfecționat, literatura de specialitate recentă fiind destul de bogată. Contribuții valoroase în acest domeniu au adus cercetătorii germani [3], care au demonstrat posibilitatea utilizării procedeului la turnarea în condiții industriale de serie mare a unor piese ca: inele filetate din fontă cu grafit nodular, lanț din oțel înalt aliat cu 30% Cr, chiulasă pentru motor Diesel din Fc 25. Procedeul s-a răspîndit și în U.R.S.S., ca urmare a studiilor efectuate la „Institut Problem Litia" din Kiev [4] — [6]. S-au pus la punct metode de determinare a proprietăților materialelor de formare feromagnetice [7], [8], precum și metode de calcul al rețelelor de alimentare [4], [9].

În prezent funcționează în lume o serie de instalații de formare în cîmp magnetic, ale căror caracteristici au fost sintetizate în tabelul 1 [4], [6], [10].

Și în țara noastră au existat preocupări pentru formarea în cîmp magnetic încă din 1968, cînd un astfel de procedeu a fost brevetat de I.C.T.C.M. [11]. De asemenea la Institutul politehnic—București s-au efectuat o serie de încercări [12], [13].

În continuare se prezintă cîteva principii și avantaje ale formării în cîmp magnetic, precum și modul de calcul și realizarea unei instalații.

Principiile formării în cîmp magnetic. Principiul realizării de piese metalice prin turnare în cîmp magnetic constă în următoarele: se realizează modele ușor fuzibile din polistiren expandat, care se așază într-o formă și se acoperă cu granule din material feromagnetic (fontă sau oțel). Rama de formare este o cutie din material paramagnetic. Forma, cu modelul în ea, se introduce într-un cîmp magnetic și se toarnă aliajul lichid. Modelul de polistiren se volatilizează, iar golul rămas este umplut cu metal. Liniile de forță magnetice produc o magnetizare a granulelor de material feromagnetic și ca urmare forma are o rigiditate suficientă, pentru a păstra amprenta creată de model după volatilizarea lui și umplerea cu metal, pînă în momentul solidificării crustei piesei.

După solidificare cutia de formare cu piesa sînt scoase din cîmpul magnetic. Materialul granular se recuperează și se răcește pentru turnările ulterioare, iar piesa se trimite la curățare.

Schema liniei de flux pentru executarea pieselor turnate prin formare în cîmp magnetic se prezintă în figura 1.

Avantajele formării în cîmp magnetic. Datorită posibilităților de automatizare în fabricarea modelelor din polistiren, simplificării procesului de îndesare la folosirea materialului de formare feromagnetic granular, reducerii volumului de lucru la tăierea și curățarea pieselor turnate, eliminării cheltuielilor legate de prepararea amestecurilor de formare, în cazul construirii unor linii și sectoare specializate, se reduc substanțial cheltuielile de executare a pieselor turnate.

Costurile comparative la turnarea în forme din amestec clasic sau în forme îndesate în cîmp magnetic se dau în tabelul 2 [3].

Tabelul 1

Instalații industriale de formare în cîmp magnetic

Firma	Țara	Tipul	Dimensiunile formei, mm	Productivitatea, forme/h	Productivitatea medie de piese turnate	Dimensiunile de gabarit ale instalației
Brown-Boveri	R.F.G.	MFA 433	400 × 300 × 300	48	384 kg/h	7,8 × 4,2 × 5,2 m
		MFA 644	600 × 400 × 400	40	600 kg/h	9,2 × 4,4 × 5,2 m
		MFA 755	700 × 500 × 500	30	650 kg/h	10 × 4,6 × 5,2 m
Litmaș	U.R.S.S.	MF 60/80	500 × 500 × 500	60—80	10—12 000 t/an	6 × 12 × 6,5 m
		MF 30	400 × 400 × 460	30	2 000 t/an	7,6 × 4,5 × 4,7 m
		MF 20	1 000 × 1 000 × × 900	20	10—12 000 t/an	16,4 × 4,3 × 8 m
—	U.R.S.S.	Carusel	400 × 400	200	—	30 m²

În principiu, avantajele principale ale procedeului de formare în cîmp magnetic sînt: economie de spațiu; investiții mici; eliminarea instalațiilor de preparare și regenerare a amestecului de formare; controlul simplu al amestecului pentru formarea în cîmp magnetic; permeabilitate excelentă la evacuarea gazelor; solidificarea rapidă a pieselor turnate; curățenie în timpul operațiilor de formare-turnare; lipsa aproape totală a noxelor; manoperă redusă.

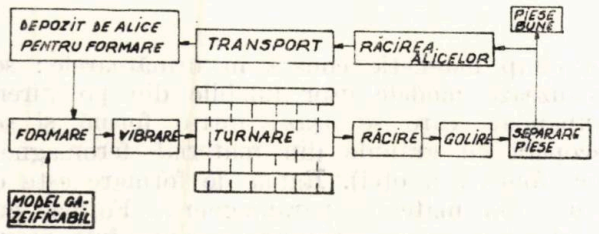


Fig. 1. Fluxul tehnologic la executarea pieselor turnate prin formare în cîmp magnetic

Tabelul 2

Comparație între formarea în amestec și formarea în cîmp magnetic

Cheltuieli		Formare în amestec	Formare în cîmp magnetic
A. Material auxiliar	Material de formare	100	20
	Nisip cuarțos	100	—
	Material de formare magnetic	—	100
	Bentonită	100	—
	Praf de cărbune	100	—
	Liant pentru miezuri	100	(2)
	Vopsea	100	700
B. Model	Model metalic	100	—
	Cutie de miez	100	2
	Întreținere garnituri model	100	—
	Model polistiren	—	100
C. Costuri fabricație	Salarii	100	60
	Energie	100	20
D. Costuri investiții		100	40—50
E. Cost licență		—	100
Total		100	85

Descrierea instalației. Instalația realizată este prezentată în figura 2. Ea se compune din conveiorul de transport al cutiei de formare-turnare (*1*), electromagnetul care poate crea un flux magnetic reglabil pînă la 2 000 Gs (*2*), cutia de alimentare a electromagnetului (cu redresor) care asigură o tensiune de ieșire reglabilă (*3*), grupul de antrenare motor-reductor al conveiorului (*4*), cutia de formare cu oprire la punct fix (între polii electromagnetului), printr-un limitator de poziție (*5*), vibrator pneumatic pentru scuturarea cutiei de formare după introducerea modelului din polistiren (*6*), automatul de pornire al conveiorului de formare-turnare (*7*).

Principalele caracteristici tehnice ale instalației sînt:

— dimensiunile cutiei de formare, 300 × × 200 × 200 mm;

— capacitatea de material feromagnetic a unei cutii, circa 80 kg;

— dimensiunile medii de gabarit ale pieselor, 100 × 100 × 100 mm, circa 7 kg/buc. pentru aliaje feroase;

— viteza de deplasare a conveiorului, 5 mm/min;

— productivitatea instalației, 60 forme/h, adică circa 300 kg piese/h;

— lungimea conveiorului între axele roților de antrenare și întoarcere, 3 500 mm;

— tensiunea de alimentare a instalației de magnetizare este de 220 V — 50 Hz, prin siguranțe de 10 A. Electromagnetul poate fi alimentat cu tensiune redresată, reglabilă între 0 și 240 V.

În funcție de forma geometrică și dimensiunile modelului există o intensitate optimă de flux magnetic. O intensitate prea mică nu

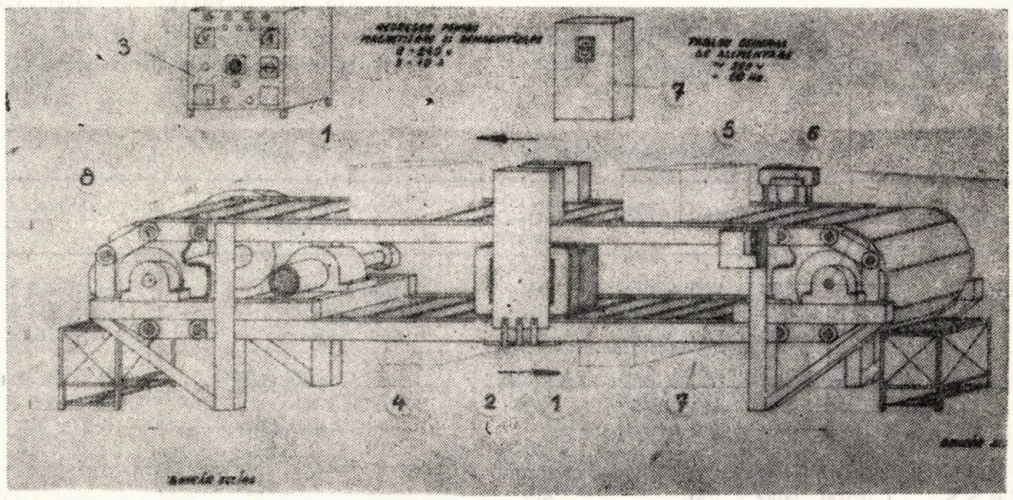


Fig. 2. Schema instalației de formare în cîmp magnetic

conferă formei suficientă consistenţă şi are loc „năruirea" granulelor în momentul volatilizării modelului. În cazul unei intensităţi prea mari, liniile de forţă ale cîmpului magnetic, care se propagă pe drumul cel mai scurt dintre polii electromagnetului, rup părţi din formă, părţi ce se regăsesc apoi în piesa turnată.

Instalaţia asigură posibilitatea de a varia continuu intensitatea fluxului magnetic, precum şi reproductibilitatea anumitor valori de flux dorite. Cîmpul magnetic poate fi întrerupt rapid şi restabilit la valoarea avută înaintea întreruperii. După fiecare turnare se efectuează demagnetizarea materialului feromagnetic granular.

Se lucrează cu cutii de formare cu dimensiunile 300 × 200 × 200 mm, astfel încît fluxul magnetic trebuie să străbată suprafaţa de 200 × 300 mm. Întrefierul ocupat de cutia de formare este de 240 mm (fig. 3).

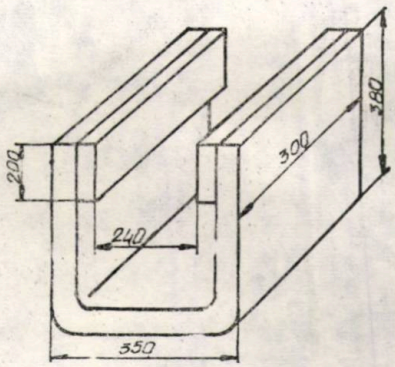


Fig. 3. Dimensiunile electromagnetului

Calculul excitaţiei necesare. Conform indicaţiilor din literatură, inducţia cîmpului magnetic trebuie să fie de 1 000 Gs.

Ca urmare fluxul util rezultat este:

$$Ø = (200 \times 300 \text{ mm}) \times 1\,000 \text{ Gs} =$$

$$= 600\,000 \text{ Maxwell}$$

Forţa magnetomotoare necesară realizării acestui flux în întrefierul cu lungime de 240 mm este de:

$$H' = \frac{1\,000}{0{,}4\pi} \times 24 \text{ cm} = 19\,800 \; A_{spire}$$

Inducţia magnetică în fierul cu secţiunea $30 \times 5 \times 150$ cm² la fluxul admis de 600 000 Maxwell este:

$$B = \frac{600\,000}{30 \times 5} = 4\,000 \text{ Gs}$$

Din curba de magnetizare rezultă un număr de 16 A_{spire}/cm din lungimea traseului mediu. Deci forţa magnetomotoare necesară în fier este:

$$H' = 16(38 \times 2 + 35) = 1\,780 \; A_{spire}$$

Rezultă în total: $19\,800 + 1\,780 \; A_{spire} = 21\,580 \; A_{spire}$.

Pentru realizarea excitaţiei de $\sim 22\,000 \; A_{spire}$ la 240 V, la o lungime medie a spirei de 0,9 m, rezultă o secţiune de conductor de cupru de:

$$F = \frac{H}{U} \times l_{spire} x \rho = \frac{22\,000}{220 \text{ V}} A_{spire} \times 0{,}9 \text{ m} \times$$

$$\times \frac{1}{56} = 1{,}6 \text{ mm}^2$$

S-a ales un conductor cu Ø 1,6 mm, cu secţiunea de 2 mm², admiţînd un curent de 3,5 A.

Bobinajul a fost realizat cu patru galeţi, astfel ca numărul de spire să poată fi variat şi să se asigure o răcire corespunzătoare.

Pentru demagnetizare se utilizează o tensiune scăzută de valoare fixă ce se preia printr-o priză amenajată la circa 20% din domeniul autotransformatorului, pornind de la minimul cursei.

Materialul de formare feromagnetic granular. Ca material de formare pentru instalaţie se folosesc alice sferice de oţel simbol AOS 30 şi AOS 40 în amestec, în proporţie de 1/1. Compoziţia chimică a acestor alice este cuprinsă în limitele 0,8—1,3% C; 0,8—1,2% Si; 1,0—1,3% Mn; max. 0,05% P; max. 0,05% S. Duritatea lor este de 440—520 *HV* sau 30—45 *HRC*, iar densitatea aparentă, de minimum 7,48 g/cm³.

Compoziţia granulometrică a alicelor folosite se dă în tabelul 3.

Tabelul 3

Compoziţia granulometrică a materialului feromagnetie granular utilizat

Alice clasa	Dimensiune nominală, mm	Reziduuri pe site conf. STAS 1007—67			
		>0,63 mm	0,5—0,63 mm	0,315—0,5 mm	< 0,315 mm
AOS 30	0,3	0	max. 10%	min. 70%	max. 20%
		> 0,8 mm	0,71—0,80 mm	0,40—0,71 mm	< 0,40 mm
AOS 40	0,4	0	max. 10%	min. 75%	max. 15%

Fabricarea modelului. Modelele s-au realizat din polistiren expandat, prin debitare electrică din plăci de polistiren cu grosimi de 20—60 mm (fig. 4), obţinîndu-se prin asamblări lfără ipire (cu ace) modelele dorite.

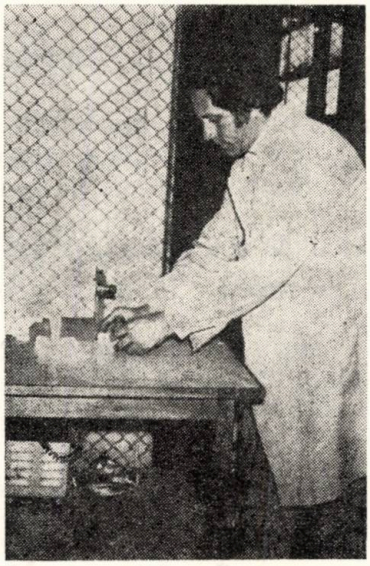


Fig. 4. Execuţia modelelor de polistiren prin debitare electrică

La trecerea în producţia de serie mare, modelele se vor executa tot din polistiren dar prin presare în matriţe. Costul modelelor de polistiren expandat este 30—40 ori mai redus faţă de costul unui model clasic de lemn.

La turnarea aliajelor neferoase nu s-au folosit vopsele refractare de protecţie. La turnarea pieselor din fontă sau oţel se folosesc vopsele refractare fără apă. Două astfel de reţete se dau în continuare :

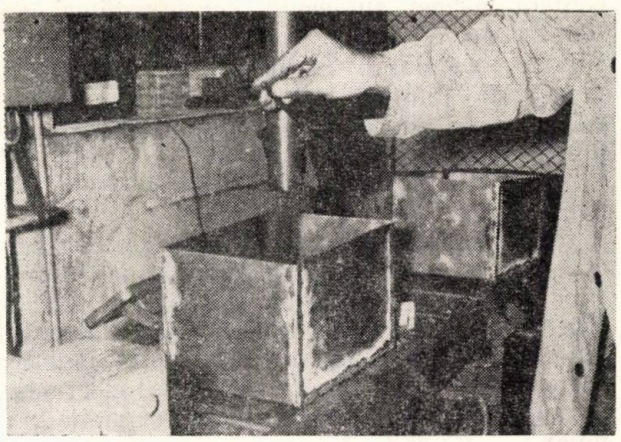
Reţeta 1

7,2% etilsilicat
1,6% apă
0,65% acid clorhidric
1—2% bentonită
1—2% dextrină
76% marşalită
alcool etilic pînă la obţinerea densităţii dorite

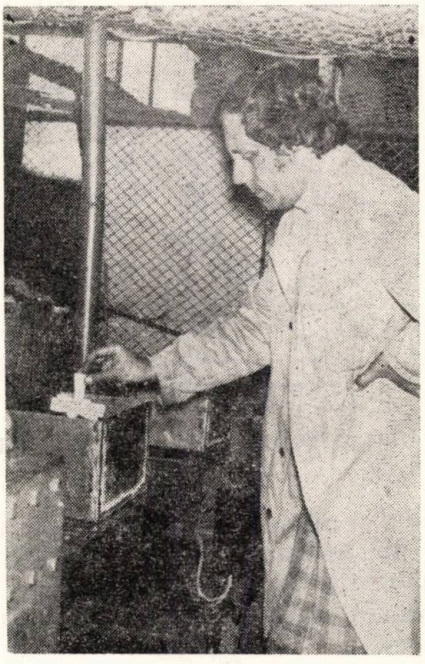
Reţeta 2

9—11% smoală formaldehidică
0,06—0,08% acid boric
2—3% polivinibutirol
7—9% perlită înfoiată
rest alcool etilic

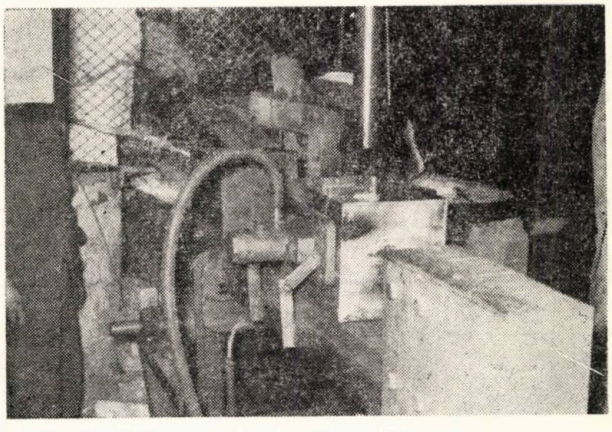
Funcţionarea instalaţiei. Operaţiile de formare constau în introducerea unui pat de alice (fig. 5, *a*), amplasarea modelului de polistiren cu reţeaua de alimentare în cutia de formare (fig. 5, *b*), umplerea cutiei de formare cu alice şi vibrarea cutiei de formare (fig. 5, *c*). După terminarea operaţiilor de formare se porneşte conveiorul.



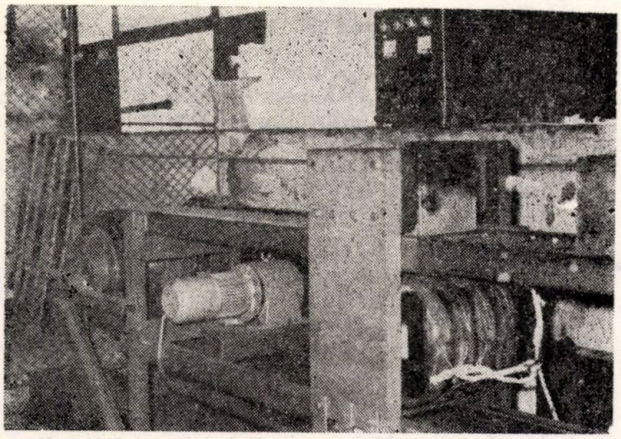
a)



b)



c)



d)

e)

Fig. 5. Secvența operațiilor de formare-turnare :
a — formarea patului de alice; *b* — introducerea modelului în cutia de formare; *c* — vibrarea cutiei de formare; *d* — oprirea cutiei de formare între polii electromagnetului; *e* — turnarea piesei

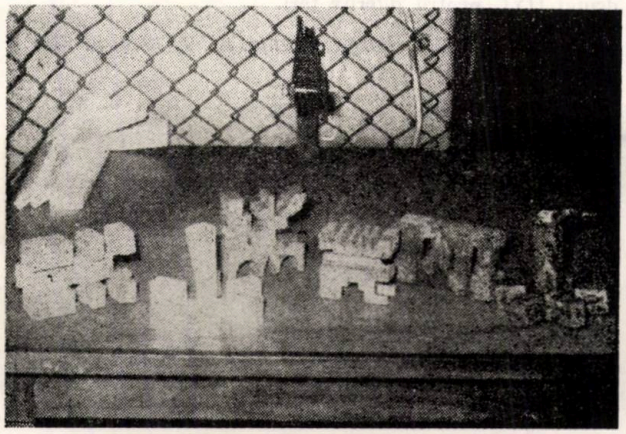


Fig. 6. Piese turnate pe instalația de formare în cîmp magnetic

Cutia de formare se oprește între polii electromagnetului prin intermediul limitatorului de curse (fig. 5, *d*). Se cuplează instalația electrică de magnetizare, urmărind valorile indicate de ampermetru și voltmetru. Se fixează la valorile care au fost reglate la încercările precedente. Apoi se toarnă piesa (fig. 5, *e*).

După turnarea și solidificarea piesei se face demagnetizarea materialului de formare. După trecerea timpului prescris pentru demagnetizare se scoate forma dintre polii electromagnetului și se trece în zona de răcire prin intermediul conveiorului de transport.

Cînd se toarnă succesiv același tip de reper, se lucrează la aceleași valori ale intensității și tensiunii. Dacă se schimbă reperul este necesară reglarea tensiunii și curentului la valorile corespunzătoare piesei respective.

Cîteva din piesele turnate cu instalația descrisă se prezintă în figura 6.

Concluzii

Instalația de formare în cîmp magnetic permite turnarea unor piese cu masa medie de 7 kg din aliaje feroase sau neferoase. Avantajele acestui procedeu sînt remarcabile. Ele au fost expuse în text.

Calculul economic comparativ pentru realizarea unei tone de piese turnate din fontă, rezistente la uzare abrazivă, prin procedeul clasic și prin procedeul de formare în cîmp magnetic dă o diferență de 13 317—10 673 = = 2 644 lei/t, ceea ce înseamnă o reducere a costului cu aproape 20%, deci chiar ceva mai mare decît cea indicată în tabelul 2.

Procedeul se recomandă pentru piesele mici cu configurație complicată, cu miezuri multe. La asemenea piese la care costurile legate de confecționarea modelului, cutiilor de miez și a miezurilor sînt foarte mari, eficiența economică este foarte ridicată, costurile scăzînd cu pînă la circa 50%.

BIBLIOGRAFIE

[1] Hofmann, R. *Verfahren und Vorrichtung zum Herstellen einer Giessform mittels eines magnetisierbaren Werkstoffes.* Patent R. F. Germania, nr. 1.301.493, din 11. 11. 1966.

[2] Wittmoser, A. și Hofmann, R. *Producția în masă a pieselor turnate cu modele gazeificabile.* Al 35-lea Congres internațional de turnătorie, Kyoto, 1968.

[3] Wittmoser, A., Steinack, K. și Hofmann, R. *Posibilitățile utilizării industriale a formării în cîmp magnetic, pentru executarea pieselor turnate în serie mare.* În : Giesserei, nr. 7, 1972.

[4] Stepanov, I. A. ș.a. *Litia po gazifițiruemîm modeliam.* Moscova, Ed. Mașinostroienie, 1976, p. 224.

[5] * * * Culegerea *Litia po gazifițiruemîm modeliam.* Kiev, Ed. Institut Problem Litia, 1975, p. 193.

[6] Șuliak, V S. *Sostoianie i razvitie magnitnoi formovki.* În : Liteino proizvodstvo, nr. 5, 1979, p. 22—23.

[7] Zeltman, E. și Mickelson, A. E. *Forme magnetice pentru executarea pieselor turnate.* În : Giessereitechnik, nr. 5, 1975.

[8] Levșin, G. E., Nichiforov, A. P. și Cernogorov, P. V. *Proprietățile magnetice și rezistența materialelor pentru forme magnetice.* În : Liteinoe proizvodstvo, nr. 11, 1975.

[9] Şinskii, O. I. şi Ziahor, S. F *Rasciot litinikovoi sistemî dlia magnitnoi formî s gazifiţiruemoi modeliu.* În: Liteinoe proizvodstvo, nr. 5, 1979, p. 23—25.
[10] Levşin, G. E, Nichiforov, A. P. şi Cernagorov, P. V. *Aparatură pentru formarea magnetică.* În: Liteinoe proizvodstvo, nr. 3, 1975.
[11] Seceleanu, Tr., Ştefănescu, Cl. şi Teodorescu, Şt. *Procedeu şi instalaţie de formare magnetică pentru turnarea pieselor din aliaje feroase şi neferoase.* Brevet R. S. România nr. 54.353 din 16. 04. 1968.
[12] Buzilă, S., Cernat, C., Surdulescu, M. şi Cocolaş, S. *Cercetări privind turnarea pieselor în forme metalice nepermanente.* Braşov, Sesiunea tehnico-ştiinţifică, 1977.
[13] Nechita, I. ş.a. *Consideraţii privind posibilitatea turnării pieselor în forme metalice nepermanente în cimp magnetic.* În: Metalurgia, nr. 11. 1978, p. 627—629.

DOCUMENTARE

Interes crescut faţă de procedeele de reducere directă

Creşterea recentă a preţului pentru fierul vechi a suscitat o creştere a interesului faţă de procedeele de reducere directă. Acestei recrudescenţe, la nivelul utilizatorilor potenţiali (producători de oţel), îi corespund o întărire a reţelelor de distribuţie a materialului preredus şi un interes sporit din partea constructorilor de echipamente pentru obţinerea de licenţe privind procedeele de prereducere. În acest sens, pot fi expuse cîteva exemple.

Importurile britanice de burete de fier au fost de 19 218 t în 1978, din care 12 427 t provenind din R. F. Germania şi 5 283 t provenind din Venezuela. Preţul mediu de import a fost de 65,4 £ t cif. Firma Fior din Venezuela a livrat cantităţi experimentale pentru noua miniuzină a grupului KGN din Cardiff.

Hamburger Stahlwerke (grupul Korf) a livrat produse prereduse Midrex pentru Steelmaking Supplies Ltd (SSL), societate construită în 1974 de întreprinderi din sectorul particular, membre BISPA, pentru achiziţionarea în comun de materii prime (mai ales fier vechi şi feroaliaje).

Pe de altă parte, dacă preţurile de fier vechi se menţin la un nivel ridicat, BSC ar putea în final să se decidă a pune în funcţiune instalaţiile sale Midrex din Hunterston (Scoţia), a căror construcţie este acum încheiată, însă trebuiau să fie provizoriu ţinute în rezervă. BSC ar fi început să caute eventuale debuşee, inclusiv în sectorul de turnătorie.

Ca urmare a unei propuneri Unesid, Ministerul Comerţului din Spania a decis crearea unei poziţii vamale pentru burete de fier cu grad de metalizare peste 80%. Pe plan tarifar, această poziţie vamală va fi supusă aceluiaşi regim cu cel al fierului vechi, care este exonerat de drepturi.

SKF Stal (Suedia) a pus la punct propriul său procedeu de reducere directă, procedeu bazat pe un reactor cu plasmă, care ar permite o reducere a costului de energie cu circa 50% în comparaţie cu alte procedee cunoscute. SKF Stal are în exploatare, încă din 1960, o mică instalaţie de prereducere tip Wiberg (25 000 t/an) la uzina din Hofors. Societatea SKF este interesată în primirea unor cantităţi experimentale de burete de fier obţinute prin diverse procedee existente.

A doua instalaţie Midrex, aparţinînd firmei Sidbec-Dosco, a fost pusă în funcţiune în august 1977 la Contrecoeur. Avînd o capacitate teoretică de 600 000 t/an, în realitate poate să producă peste 700 000 t/an prereduse cu un grad de metalizare de 93,6%. Deoarece practic această instalaţie satisface cerinţele uzinei din Contrecoeur (capacitate: 1,3 mil. t scurte/an oţel electric), instalaţia Midrex nr. 1 (400 000 t/an) era utilizată doar în mod intermitent. Sidbec-Dosco prevede exploatarea regulată a acestei instalaţii nr. 1, ceea ce ar asigura o capacitate de 1,1 mil. t/an prereduse. Producţia instalaţiei nr. 1 (grad de metalizare 92%) ar fi destinată vînzării, în special în America de Sud şi poate în Europa.

Sperînd într-o dezvoltare a vînzărilor sale de prereduse pe piaţa britanică, Fior din Venezuela a desemnat firma Lonconex Ltd ca agentul său exclusiv pentru Marea Britanie.

Proninsa, filială comercială a S.A. Echevarria (producător spaniol de oţeluri speciale), a fost desemnată ca agent exclusiv pentru vînzarea prereduselor HYL, pentru Spania şi Portugalia. Se ştie că promotorii procedeului HYL sperau să pună curînd pe piaţă prereduse provenind de la Krakatoa Steel (Indonezia). Totuşi, funcţionarea instalaţiilor indoneziene ar pune probleme din cauza unei aprovizionări insuficiente cu gaze. În schimb, Proninsa va putea oferi în curînd, pe pieţele spaniole şi portugheze, prereduse HYL provenind de la Sidor (Venezuela).

VOEST-Alpine (Austria) a cumpărat licenţa de construcţie a instalaţiilor Midrex pentru Extremul Orient şi Oceania, prin aceasta acoperind cele trei mari pieţe cum sînt India, Australia şi China. Este de menţionat că prin participarea sa de 49% la Korf Engineering GmbH, VOEST-Alpine avea, încă din 1977, un acces indirect la pieţele din Europa Occidentală (cu excepţia Spaniei), U.R.S.S. şi diferite ţări din Africa şi Orientul Mijlociu.

În 1978, Davy Corp. (Marea Britanie) a cumpărat societatea americană Mc Kee, deţinătoarea licenţei de construcţie a instalaţiilor de reducere directă Fior. De curînd, Davy Corp. a iniţiat negocierile în vederea obţinerii licenţei procedeului HYL pentru diferite ţări.

(În: *Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 4, 1979, p. 286*)

Ing. A. Nicolae
Institutul politehnic — București
ing. C. Vlad și ing. I. Nedeff
Institutul de cercetări metalurgice
București

Cercetări privind schimbarea proprietăților fontelor albe prin aliere cu cupru

CZ: 669.131.2 :539.4/ .5

Cercetările prezentate în lucrarea de față au fost impuse de necesitatea punerii la punct a unor procedee de natură metalurgică prin care să se îmbunătățească așchiabilitatea fontelor albe, care, datorită valorilor ei scăzute, limitează în prezent extinderea domeniului de folosire a acestor materiale metalice.

Pentru depistarea procedeelor metalurgice cele mai adecvate, trebuie avut în vedere că așchiabilitatea aliajelor fier-carbon poate fi ameliorată prin intermediul a două categorii de factori tehnologici: starea de solicitare exterioară și proprietățile materialului. Dacă pentru modificarea avantajoasă a stării de solicitare exterioare se recomandă alierea cu sulf, plumb sau seleniu prin care se schimbă subprocesele de frecare din suprafața de contact piesă — sculă așchietoare, pentru influențarea celui de-al doilea factor (proprietățile materialului) se propune alierea cu cupru.

Alegerea cuprului ca element de aliere este justificată pe baza datelor apărute în literatura de specialitate referitoare la influența acestuia asupra proprietăților fontelor și oțelurilor. Astfel, alierea cu cupru a fontelor cenușii determină mărirea durității acestora și deci implicit a rezistenței la uzare, concomitent cu îmbunătățirea așchiabilității. Acest efect se explică prin influența pozitivă pe care o are alierea cu cupru asupra durificării feritei libere sau a feritei din perlită. Ameliorarea rezistenței la uzare prin creșterea durității se datorează în același timp efectului pozitiv pe care-l are cuprul, la fel ca și nichelul, supra măririi stabilității austenitei, ceea ce determină formarea constituenților de subrăcire: troostită, martensită și chiar austenită reziduală. Cum la valori deja mari ale durității fontelor albe nealiate cu cupru durificarea fontei și formarea constituenților de subrăcire ar putea constitui un dezavantaj pentru așchiabilitate, trebuie reținute și alte aspecte ale influenței pe care o exercită cuprul asupra proprietăților fierului și aliajelor sale, dintre care trebuie semnalate următoarele:

— mărirea numărului de grăunți metalici, efect care coroborat cu formarea constituenților de subrăcire ar putea determina modificarea caracteristicilor mecanice ale fontelor; astfel, adăugarea a 1% Cu într-o fontă de compoziție 2,9% C; 0,3% Si; 0,8% Cr și 4,2% Ni a provocat creșterea rezilienței de la 0,2 la 0,3 daN·m/cm², iar alierea cu 2% Cu a condus la creșterea rezistenței de rupere de la 400 la 490 N/mm² [1];

— omogenizarea și uniformizarea structurii metalografice pe secțiunea transversală a pieselor turnate; este cunoscut în acest sens că adăugarea cuprului sau nichelului determină dispariția zonelor tari din structura fontelor cenușii cu procent redus de siliciu [2];

— posibila reducere a proporției de carburi eutectice intergranulare formate la cristalizarea primară, întrucît unele cercetări semnalează că în sistemul Fe—C—Cu s-a pus în evidență la 3% Cu un eutectic cu 4,37% C [2]; aceasta înseamnă că o secțiune verticală prin diagrama ternară de echilibru la 3% Cu reprezintă o diagramă Fe—C cu punctul eutectic deplasat de la 4,27 la 4,37% C și deci, implicit, prin aplicarea regulii pîrghiilor, micșorarea ponderii carburilor eutectice;

— înlocuirea prin cupru a nichelului, material deficitar; unele lucrări semnalează această posibilitate pentru fontele cenușii și fontele albe cu proprietăți speciale într-un raport de echivalare 1% Ni = 2% Cu.

Pe baza acestor premise s-a procedat la cercetarea influenței pe care o are alierea cu cupru asupra structurii și caracteristicilor fontelor albe, insistîndu-se în mod special asupra acelora care pot determina modificarea așchiabilității.

Compozițiile chimice ale fontelor aliate cu cupru, în comparație cu cea a probei etalon (P.E), sînt date în tabelul 1 (deoarece în lu-

Tabelul 1

Compozițiile chimice ale probelor aliate cu cupru, %

Nr. probei	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S	Cu
P.E.	2,01	0,68	0,70	1,16	1,38	0,42	0,018	0,018	—
23	1,98	0,66	0,76	1,13	1,40	0,42	0,011	0,017	0,57
24	1,96	0,67	0,70	1,08	1,41	0,42	0,018	0,018	0,82
25	2,01	0,66	0,70	1,11	1,41	0,41	0,019	0,018	1,05
26	2,01	0,71	0,71	1,13	1,34	0,40	0,010	0,018	1,20
27	2,03	0,68	0,70	1,13	1,36	0,41	0,010	0,017	1,43
28	2,04	0,67	0,72	1,14	1,36	0,41	0,012	0,025	1,73
29	2,04	0,68	0,71	1,10	1,38	0,41	0,015	0,028	2,04
30	2,09	0,72	0,71	1,11	1,40	0,41	0,011	0,016	2,23
31	1,98	0,73	0,73	1,12	1,40	0,40	0,011	0,028	2,51

crarea de față rezultatele privind fontele aliate cu cupru vor fi comparate cu cele obținute prin cercetări anterioare, la fonte aliate cu sulf, plumb și seleniu, numerotarea probelor este: 1—9 pentru probe aliate cu sulf; 10—16 pentru probe aliate cu plumb; 17—22 pentru epruvetele aliate cu seleniu și 23—31 pentru cele aliate cu cupru).

Pe baza programului adoptat, s-a cercetat repartiția cuprului între cei doi constituenți principali ai fontelor albe puternic hipoeutectice (grăunții metalici proveniți din transformarea secundară a austenitei și carburile eutectice intergranulare), influența pe care o exercită cuprul asupra microstructurii fontelor, durității $HV_{0,1}$ a constituenților metalografici și durității HB a fontelor. Prelucrarea datelor experimentale prezentate în tabelul 2 și mate-

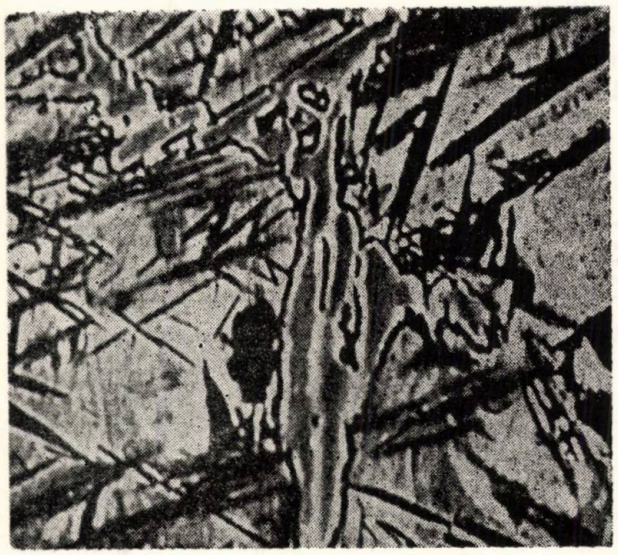
Tabelul 2

Valori privind microstructura și caracteristicile fontei

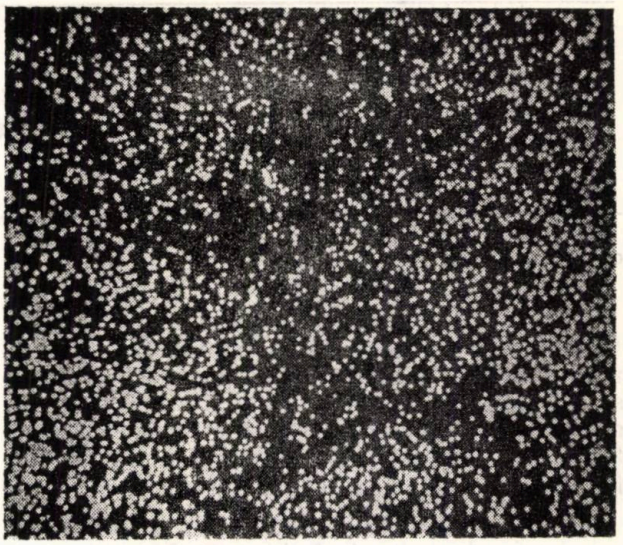
Nr. probei	$HV_{0,1}$ grăunte metalic	P_K, %	HB, daN/mm²	Nr. probei	$HV_{0,1}$ grăunte metalic	P_K, %	HB, daN/mm²
23	370	15	460	28	365	8	400
24	365	11	425	29	395	9	435
25	375	8	420	30	455	8	475
26	365	7	385	31	480	8	495
27	370	7	390				

rialul fotografic corespunzător conduc la următoarele concluzii ce trebuie reținute ca importante pentru posibilitățile de modificare a așchiabilității.

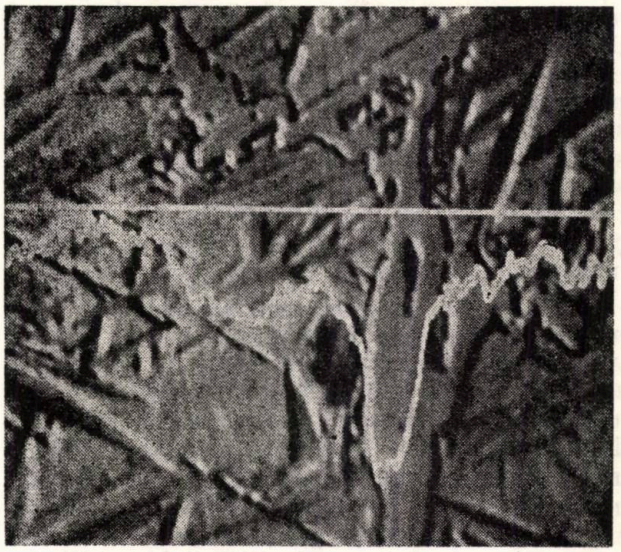
Prin cercetări efectuate cu microsonda electronică se constată că cuprul se repartizează preponderent în interiorul grăunților metalici, în dreptul carburilor constatîndu-se scăderea bruscă a concentrației sale (fig. 1). Este deci



a)



b)



c)

Fig. 1. Repartiția cuprului cercetată la microsonda electronică (1200 :1):

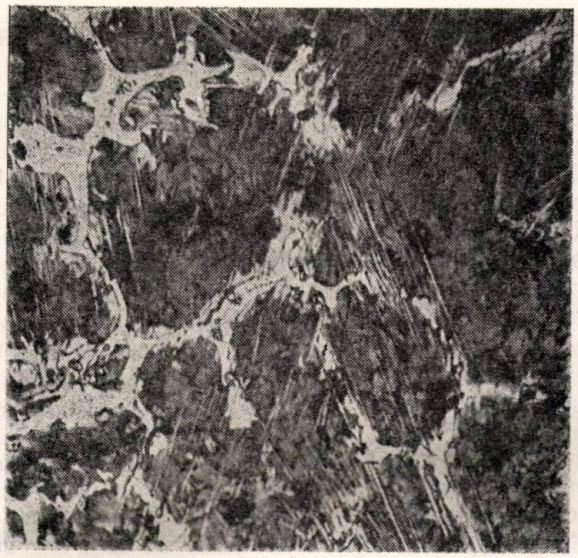
a — imagine de compoziție; *b* — repartiție CuKα; *c* — imagine topografică și variația concentrației cuprului

de așteptat ca și în cazul fontelor cercetate cuprul să constituie element de aliere al feritei.

Microstructurile studiate la mărimi de 300 :1 (fig. 2) evidențiază o serie de aspecte deosebit de importante:

— creșterea numărului de grăunți metalici odată cu mărirea procentului de cupru (fig. 2, *c*);

— spre deosebire de proba etalon se constată că la mărirea conținutului de cupru grosimea stratului de carburi intergranulare rămîne constantă în întreaga masă a epruvetei (fig. 2, *a* și *d*), ceea ce se poate explica prin influența pozitivă a alierii cu cupru asupra uniformizării structurii în secțiunea transversală a pieselor turnate;



a)

b)

c)

d)

Fig. 2. Microstructura probelor aliate cu cupru (300 :1 ; atac nital) :
a – 0,57% Cu ; *b* – 0,82% Cu ; *c* – 1,43% Cu ; *d* – 2,51 % Cu

— la peste 0,5 % Cu se remarcă un proces de degenerare a eutecticului, în sensul întreruperii continuității rețelei de carburi ;

— micșorarea rețelei de carburi eutectice și întreruperea continuității sale determină reducerea proporției P_K de carburi dispuse în rețea intercristalină continuă (fig. 3) ;

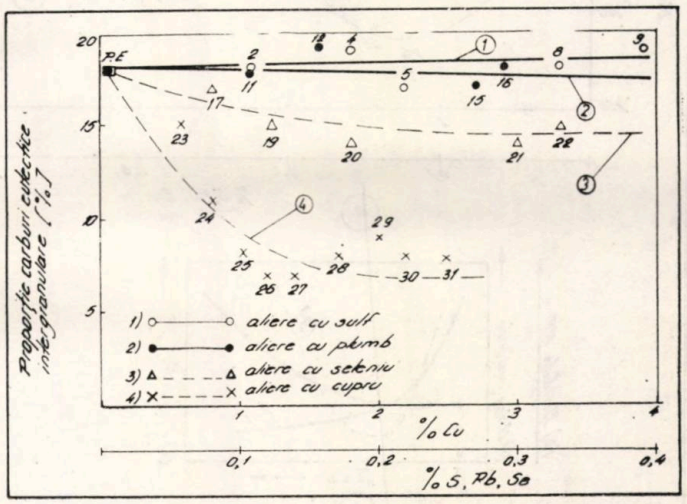


Fig. 3. Influența alierii cu cupru asupra proporției de carburi dispuse în rețea continuă intergranulară

— mărirea stabilității austenitei, dovedită de prezența în microsturctura probelor aliate cu peste 1,5 % Cu a constituenților de subrăcire ; acest efect combinat cu dizolvarea cuprului în ferita din grăunții metalici determină creșterea durității $HV_{0,1}$ a acestora, fapt dovedit de datele din tabelul 2, prelucrate grafic în figura 4 ;

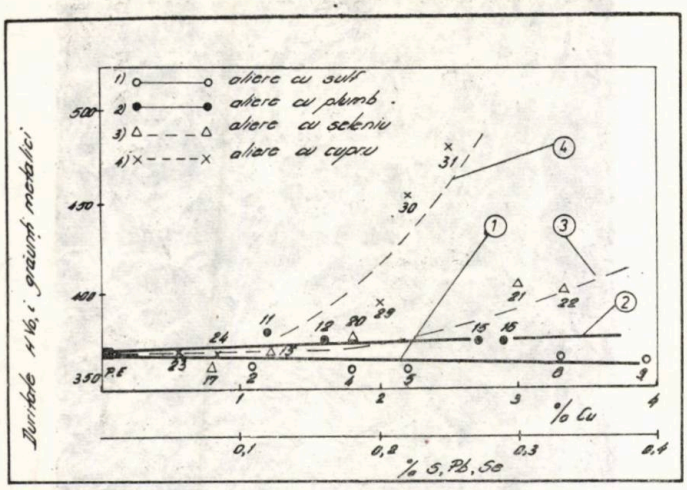


Fig. 4. Variaţia durităţii $HV_{0,1}$ a grăunţilor metalici în funcţie de concentraţia cuprului

— în ceea ce priveşte variaţia durităţii *HB* a probelor, în funcţie de procentul de cupru, se constată o zonă de minim în dreptul concentraţiei de 1—1,5 % Cu (fig. 5); existenţa acestei zone de minim poate fi explicată prin aplicarea legii unităţii contrariilor; în acest sens, procesul de durificare a fontelor poate fi privit ca rezultat al interacţiunii a două subprocese unitare: durificarea grăunţilor metalici rezulaţi prin transformarea secundară a austenitei şi modificarea proporţiei de carburi eutectice dispuse în reţea intercristalină, a căror duritate $HV_{0.1}$ este mult mai mare decît cea a grăunţilor metalici (cercetările efectuate dovedesc că duritatea $HV_{0.1}$ a carburilor variază între 1 000 şi 1 100); la alierea cu cupru aceste două subprocese influenţează contradictoriu procesul de durificare a fontelor albe (fig. 5, *b*); astfel, la conţinuturi de pînă la 1 % Cu se înregistrează o scădere bruscă a proporţiei carburilor integranulare însoţită de o creştere lentă a durităţii $HV_{0.1}$ a grăunţilor metalici, ceea ce are ca rezultat o scădere a durităţii fontei, în timp ce la conţinuturi mai mari de cupru subprocesul de micşorare a ponderii carburilor intercristaline se stabilizează concomitent cu o creştere bruscă a durităţii $HV_{0.1}$ a grăunţilor metalici, fapt care provoacă creşterea durităţii fontelor aliate cu cupru.

Rezultatele experimentale prezentate mai sus (creşterea numărului de grăunţi, scăderea proporţiei de carburi eutectice dispuse intergranular, zonă de micşorare a durităţii) dovedesc că prin aliere cu cupru se modifică proprietăţile materialului, astfel încît se poate acţiona pozitiv asupra aşchiabilităţii.

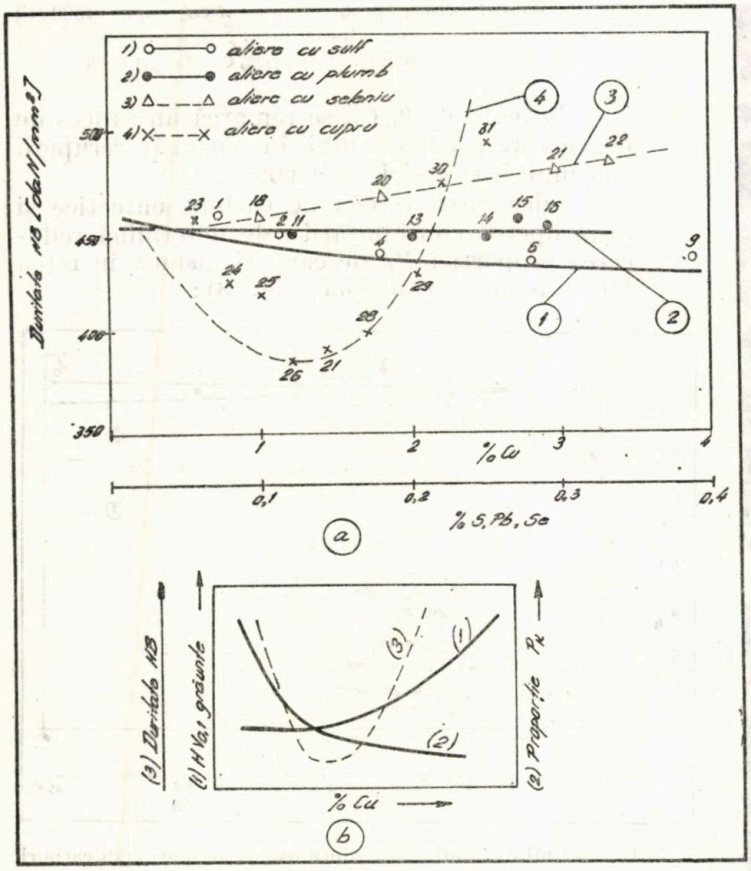


Fig. 5. Variaţia durităţii *HB* a fontelor în funcţei de concentraţia cuprului

BIBLIOGRAFIE

[1] Krivoşeev, V. A. *Alierea cu cupru a fontelor crom-nichel.* În: Iz. V.U.Z. Ciornaia metallurghiia, nr. 4, 1975, p. 144.

[2] Piwowarski, E. *Fonte de înaltă calitate.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1967.

Dr. ing. I. Drăgan
Institutul politehnic — Cluj-Napoca
și
ing. Fr. Lammert
Întreprinderea de vagoane — Arad

Criterii de apreciere a curgerii metalului deformat și influența acesteia asupra volumului bavurii

CZ: 539.374:621.979.07

Umplerea cavității matriței, condiție esențială la realizarea compactității piesei, este influențată în foarte mare măsură de procesul de răspîndire a metalului în locașul matriței care efectuează deformarea. Acest proces poate fi asimilat, sub aspect fizic, cu o curgere a unui fluid avînd o viscozitate mare, asupra căruia acționează forța de deformare (matrițare). Cercetarea umplerii locașului matriței, în scopul de a realiza o piesă compactă cu volum minim de bavură, va necesita deci studiul proprietăților de curgere ale metalului deformat.

La corpurile lichide proprietățile de curgere se apreciază cu ajutorul viscozității, acest parametru permițînd calcularea fluidității lichidului φ după relația (1), unde η reprezintă viscozitatea dinamică:

$$\varphi = \frac{1}{\eta} \tag{1}$$

La o piesă realizată prin matrițare va trebui să existe o corespondență între forma sa și fluiditatea materialului din care este executată, în sensul că pentru o configurație mai complexă (variații de secțiune, renuri subțiri și înalte) metalul va trebui să prezinte o fluiditate ridicată pentru a curge și umple mai bine locașul matriței. La materialele metalice deformate care sînt, în fond, corpuri solide, determinarea viscozității prin metodele clasice nu mai este posibilă de aplicat, ceea ce înseamnă că nu va fi posibil de stabilit nici fluiditatea sa.

În cadrul lucrării se propune o metodă de determinare a fluidității unui metal deformat la cald, utilizînd în acest sens relațiile care există între parametrii de deformare (grad, viteză și temperatură) și rezistența la deformare a metalului.

Pornind de la relația (1) se poate observa că între viscozitatea η și fluiditate există următoarele corelații:

$$\begin{array}{ll} \eta \to 0 & \eta \to \infty \\ \varphi \to \infty\ (a) & \varphi \to 0\ (b) \end{array} \tag{2}$$

Relația (2, *a*) corespunde proprietății de curgere a unui lichid foarte fluid, iar (2, *b*), a unui corp solid (fluiditate nulă). Aceste două cazuri extreme au fost reprezentate pe o diagramă tensiune — parametru de deformare (fig. 1, dreptele AC și AB).

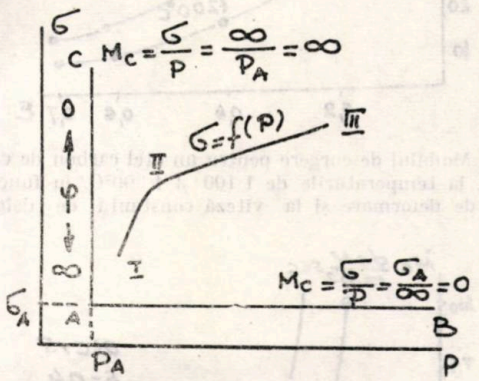


Fig. 1. Definirea modulului de curgere și corelația sa cu fluiditatea

Se introduce ca echivalent fizic al viscozității, pe diagrama $\sigma - P$ (fig. 1), într-un punct A al curbei de variație $\sigma = f(P)$, termenul:

$$M_c = \frac{\sigma_A}{P_A} \tag{3}$$

denumit modulul de curgere și notat cu M_c, iar fluiditatea prin intermediul modulului de curgere se definește prin relația:

$$\varphi = \frac{1}{M_c} \tag{4}$$

Se observă că pentru:

$M_c \to 0$ dreapta AB (fig. 1), lichid foarte fluid (5)
$\varphi \to \infty$

$M_c \to \infty$ dreapta AC (fig. 1), solid rigid
$\varphi \to 0$

Ecuațiile (1), (2), (4) și (5) arată că modulul de curgere al corpului solid (metal) deformat este similar viscozității dinamice a unui fluid și poate exprima proprietatea de curgere a corpului solid deformat.

În conformitate cu această observație s-a efectuat determinarea modulului de curgere pentru oțelul calitatea OLC 15 STAS 880, în funcție de parametrii de deformare (grad, viteză și temperatură), aspectul curbelor de variație fiind redat în figurile 2, 3, 4.

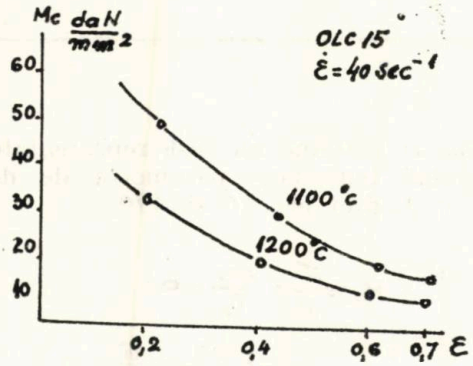


Fig. 2. Modulul de curgere pentru un oțel carbon de calitate OLC15, la temperaturile de 1 100 și 1 200°C, în funcție de gradul de deformare și la viteză constantă de deformare

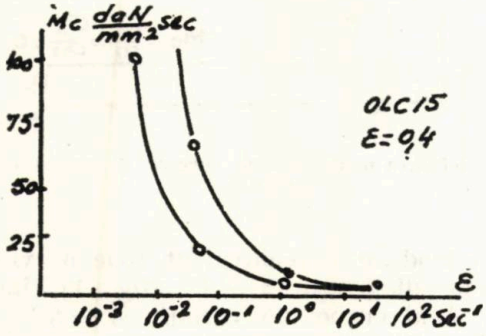


Fig. 3. Modulul de curgere pentru un oțel carbon de calitate OLC15, la temperaturile de 1 100 și 1 200°C în funcție de viteza de deformare și la grad constant de deformare

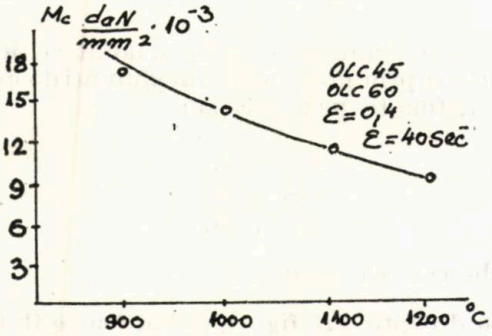


Fig. 4. Modulul de curgere pentru un oțel carbon de calitate OLC45, în funcție de temperatura de deformare pentru grad și viteză de deformare constante

Pentru aprecierea cantitativă a influenței globale pe care o exercită parametrii de deformare (ε, $\dot{\varepsilon}$, θ) asupra fluidității, se definește termenul de intensitate a curgerii $I_\varnothing$ egal cu produsul modulelor de curgere :

$$I_\varnothing = M_c(\varepsilon) \cdot M_c(\dot{\varepsilon}) \cdot M_c(\theta) \qquad (6)$$

unde $M_c(\varepsilon)$, $M_c(\dot{\varepsilon})$ și $M_c(\theta)$ reprezintă modulele de curgere, în funcție de parametrii de deformare (fig. 2, 3, 4). În conformitate cu relația (4) scăderea intensității de curgere va conduce la creșterea fluidității și invers.

Cu ajutorul intensității de curgere este posibilă stabilirea unei legi a curgerii unui corp solid (metal) deformat, lege care are următoarea formă :

$$I_{\varnothing x} + I_{\varnothing y} + I_{\varnothing z} = \text{constant} \qquad (7)$$

Legea de curgere sub forma prezentată în relația (7) permite să se facă legătura între forma piesei matrițate și regimul de deformare (grad, viteză și temperatură), pentru a obține o curgere optimă a metalului deformat în cavitatea matriței și a realizării compactității piesei.

Verificarea experimentală a celor menționate anterior s-a efectuat, în prima etapă, pe model, utilizînd ca material pentru piesa model plastilina, iar matrița de deformare a fost confecționată din lemn de tei. În a doua etapă a experimentării, rezultatele obținute pe model au fost transferate pe piesă și matriță, la scară reală, obținîndu-se concluziile finale.

S-a ales pentru cercetare piesa avînd forma din figura 5, executată printr-o tehnologie de matrițare cu preformare manuală și caracterizată, sub aspectul consumului de metal, de un indice de utilizare al metalului scăzut (sub 0,60).

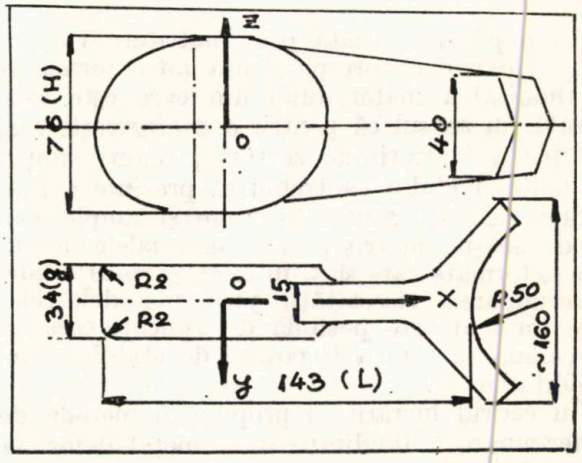
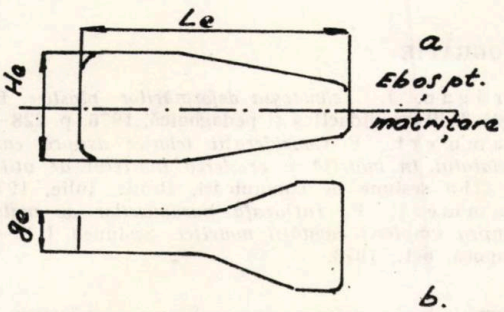


Fig. 5. Piesă matrițată în formă de furcă

Pentru experimentarea pe model au fost pregătite eboșuri din plastilină (scara de reducere 1 : 3), preformate cu grade de reducere variabile (gradul de reducere este considerat între operația de preformare și aceea de matrițare), forma eboșului și gradele de reducere fiind redate în figura 6. Eboșele model au fost, în continuare, deformate pe matrița model, observîndu-se în final compactitatea piesei model și umplerea completă a cavității matriței model, concomitent cu determinarea volumului bavurii rezultate.

Compactitatea piesei s-a urmărit în zona colţurilor cu $r = 2$ (fig. 5), considerîndu-se că piesa nu mai este complet formată atunci cînd aceste colţuri rezultau cu lipsă după operaţia de matriţare a modelului.



He	120	100	90	80
ge	20	25	25	30
Le	130	135	140	140
ε_y	0,41	0,26	0,26	0,12

Fig. 6. Variante dimensionale ale formei eboşei anterioare matriţării, cu grade de deformare variabile

Prin modificarea dimensiunilor eboşei model s-a reuşit să se obţină o variaţie a gradului de deformare cuprinsă între 0,12 şi 0,41 (fig. 6, *a* şi *b*).

Experimentările din prima etapă efectuate pe model au indicat o curgere foarte bună a materialului model, în cavitatea matriţei, pentru eboşe care au înălţimea mică înaintea deformării în matriţă (cota H_e, fig. 6, *b*). Cu astfel de eboşe s-au obţinut piese model complet formate şi cu o bavură redusă şi uniform repartizată în jurul piesei.

În a doua etapă de experimentare, concluzia obţinută pe model a fost transferată pe piesa de mărime naturală, în scopul determinării formei optime de prematriţare, sub aspectul unui consum minim de metal necesitat de matriţarea piesei.

Pentru matriţarea piesei din figura 5 s-a utilizat următorul regim de matriţare:

Utilaj: ciocan matriţor de 30 KN.

Temperatura de matriţare: 1 150—1 200°C.

Viteza de deformare: $\dot{\varepsilon}_z = 12-18\ s^{-1}$.

Cu acest regim de deformare s-au calculat modulele şi intensităţile de curgere, utilizînd relaţiile (3) şi (6), iar valorile acestora sînt redate în tabelul 1.

În conformitate cu legea curgerii (7) pentru a se asigura o umplere bună a cavităţii matriţei, pe direcţiile de curgere mai dificile, care la piesa din figura 5 corespund direcţiei *OZ*, intensitatea de curgere după această direcţie trebuie să aibă o valoare mică (sau scăzătoare). Din tabelul 1 se observă că această condiţie este îndeplinită de eboşele la care gradul de deformare $\varepsilon_z < 0{,}32$. Distribuţia intensităţilor de curgere care se realizează, în acest caz este dată de relaţia:

Tabelul 1

H_0, mm		120	100	90	80
ε	X	0,01	0,42	0,42	0,83
	Y	0,41	0,26	0,26	0,12
	Z	0,58	0,32	0,32	0,05
$\dot{\varepsilon}^{s-1}$	X	11	11	10	10
	Y	73	58	58	48
	Z	12	14	16	18
$M_c \cdot 10^{-3}$ daN/mm²					
	X	105	38	38	19
	Y	54	64	64	78
	Z	26	57	57	84
$I_{\varnothing} \cdot 10^{-3}$					
	X	10	30	30	50
	Y	20	20	20	10
	Z	40	20	20	10
$I_{\varnothing x} + I_{\varnothing y} + I_{\varnothing z} \cdot 10^{-3}$		70	70	70	70

$$I_{\varnothing x} > I_{\varnothing y} = I_{z} \qquad (8)$$

Deformarea cu regimul de matriţare prezentat anterior, a variantelor de eboşă din figura 6, *b*, a permis stabilirea unei legături funcţionale între valoarea intensităţii de curgere $I_{\varnothing z}$, indicele de utilizare al metalului C_u (raportul între greutatea netă a piesei şi consumul tehnologic de metal) şi volumul de metal pierdut prin bavură, aspectul lor fiind prezentat în figura 7.

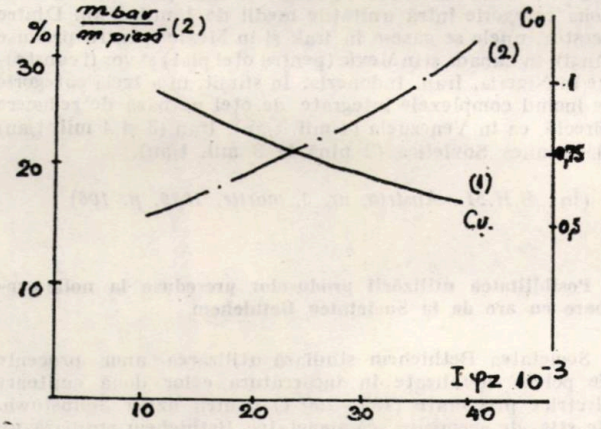


Fig. 7. Variaţia indicelui de utilizare a metalului (C_u) şi raportul dintre masa bavurii şi masa piesei matriţate (2), în funcţie de intensitatea de curgere $I_{\varnothing z}$ pentru piesa din figura 5

Concluzia care se desprinde, fiind valabilă pentru piese matriţate de forma celei prezentate în figura 5, este aceea că la scăderea intensităţii de curgere, după direcţia de deformare

OZ (fig. 5), se poate realiza o creştere a indicelui de utilizare al metalului, respectiv o scădere a volumului de metal ce se pierde prin bavură. La piesa studiată această micşorare a intensităţii de curgere s-a obţinut prin utilizarea unor grade mici de deformare după direcţia *OZ*. Prin modificarea gradului de deformare la piesa exemplificată s-a reuşit a se majora indicele de utilizare al metalului de la 0,60 la 0,68.

Experimentările efectuate şi pe alte tipuri de piese au scos în evidenţă faptul că stabilirea regimului de deformare la matriţare, prin obţinerea unor curgeri optime după direcţiile de deformare pe care predomină zone a căror umplere este mai greoaie, ca de exemplu cavităţi adînci sau renuri subţiri, poate conduce la o reducere a volumului bavurii de pînă la trei ori faţă de sistemul cînd problema curgerii nu se ia în considerare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Drăgan, I. *Tehnologia deformărilor plastice.* Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1976, p. 228—254.

[2] Lammert, F. *Consideraţii tehnice asupra curgerii metalului în matriţă şi creşterea indicelui de utilizare.* A III-a sesiune de comunicări, Brăila, iulie, 1977.

[3] Lammert, F. *Influenţa parametrilor de matriţare asupra umplerii cavităţii matriţei.* Sesiunea I. P. Cluj-Napoca, oct., 1978.

DOCUMENTARE

Peste 20 mil. t/an de minereu de fier preredus în anul 1980

Capacităţile mondiale de producţie de minereu de fier preredus vor depăşi în anul 1980 tonajul anual de 20 mil. prin dezvoltarea ulterioară mai ales din ţările în curs de dezvoltare. Dacă nu vor apărea anumite amînări de hotăriri şi încetiniri în construcţie, se vor putea atinge 25 mil. sau 30 mil. t/an. Acest punct de vedere a fost exprimat de Jacques Astier de la Société Française des Minerais Préréduits, cu ocazia ultimei sesiuni a Bureau International de la Recuperation, din cadrul Uniunii internaţionale a recuperării de materiale vechi din Bruxelles.

Pornind de la o capacitate medie anuală de 26 mil. t/an în 1980 circa 18 mil. t/an (70%) se vor produce prin cele două procedee cunoscute: Midrex şi HYL.

La construirea instalaţiilor de reducere directă se pot distinge trei categorii. Prima categorie ar consta din minioţelării integrate, care se bazează pe o capacitate de reducere directă de 150 000—600 000 t/an. Astfel de uzine există deja sau sînt în construcţie în S.U.A., Argentina, Brazilia, R.F.G., Noua Zeelandă, Quatar, Mexic ş.a. În cea de-a doua categorie intră unităţile medii de 1 mil. t/an. Dintre acestea, unele se găsesc în Irak şi în Mexic (pentru produse lungi), în Canada şi în Mexic (pentru oţel plat) şi vor fi construite în Nigeria, Iran, Indonezia. În sfîrşit, în a treia categorie se includ complexele integrate de oţel pe bază de reducere directă, ca în Venezuela (4 mil. t/an), Iran (3 şi 4 mil. t/an) şi Uniunea Sovietică (2 pînă la 3 mil. t/an).

(În: *B.H.M., Austria, nr. 3, martie, 1979, p. 106*)

Posibilitatea utilizării produselor prereduse la noile cuptoare cu arc de la Societatea Bethlehem

Societatea Bethlehem studiază utilizarea unor procente de pelete metalizate în încărcătura celor două cuptoare electrice proiectate (185—200 t) pentru uzina Johnstown. Se ştie, de asemenea, că societatea Bethlehem studiază un proiect de asociaţie pe plan de egalitate pentru o instalaţie de reducere directă. Nu s-au stabilit încă partenerii şi amplasarea noului echipament, deşi s-au iniţiat discuţii cu eventualii parteneri.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6394, 1979, p. 40*)

Un nou fondant pentru turnarea în lingotieră

Un nou fondant de lingotieră capabil a asigura o reducere importantă a defectelor de suprafaţă la lingourile din oţel turnat direct a fost lansat de FOSECO Steelmills International Ltd. Acest fondant este utilizat într-o mare oţelărie canadiană, în cantitate de 1,5 kg la tona de oţel lichid şi asigură o reducere medie de 3,9% a defectelor la lingourile de 10—25 t de turnare directă prevăzute pentru construcţia de automobile şi conducte de petrol. Un flux lichid se formează la contactul oţelului cu produsul; acest strat de fondant la suprafaţă evită oxidarea oţelului expus la aer, limitează generarea tensiunilor datorită răcirii uniforme şi absoarbe oxizii, produsele de dezoxidare şi alte produse nemetalice.

(În: *Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 3, 1979, p. 199*)

Oţelăria cu convertizor cu oxigen Cockerill-Rehon

Lucrările de construcţie ale oţelăriei cu oxigen de la Cockerill-Rehon s-au încheiat. Marile instalaţii siderurgice sînt montate, iar prima şarjă de probă a fost prevăzută pentru săptămîna 11—16 iunie. Într-o primă fază, oţelăria va fi echipată cu două melanjoare de 1 500 t. Primul melanjor are căptuşeala montată, iar la al doilea lucrările de căptuşire au fost începute. Două convertizoare de 85 t sînt montate cu dispozitive de captare-desprăfuire. Hala de lingotiere, vagoanele-oală de transfer, basculele şi alte utilaje sînt şi ele în curs de instalare.

La această oţelărie se mai poate monta un al treilea convertizor de 85 t. Într-o primă etapă, capacitatea de producţie a oţelăriei va fi de 900 000 t, iar în a doua va atinge 1 500 000 t.

(În: *Notes d'Actualité sur la Sidérurgie Française, Franţa, nr. 79, mai, 1979, p. 21*)

Dr. ing. N. Atanasiu
Institutul politehnic — București

Considerații cu privire la calitatea produselor din aliaje de aluminiu deformabile

CZ: 669.018.26:658.562

Aliajele de aluminiu, îndeosebi cele cu rezistență mecanică ridicată, care fac parte din grupele Al—Cu—Mg, Al—Zn—Mg—Cu și Al—Cu—Si—Mg, sînt tot mai mult solicitate în construcția de mașini și în alte ramuri industriale, întrucît aceste aliaje posedă o rezistență la rupere mare și o greutate specifică mică, adică se caracterizează printr-un raport R_m/γ ridicat.

Calitatea aliajelor de aluminiu este determinată de o serie de factori care se influențează reciproc. Astfel se disting:

— factori metalurgici, cum sînt compoziția chimică a aliajului, tehnologia de elaborare, prelucrarea prin deformare plastică (laminarea, forjarea, extruziunea, tragerea și altele) și tratamentul termic aplicat;

— factori determinați de condițiile de exploatare: tensiunea aplicată, condițiile mediului ambiant și altele.

Compoziția chimică a aliajelor studiate, după mai multe norme, este dată în tabelul 1, iar caracteristicile mecanice, în tabelul 2.

Tehnologia de elaborare trebuie să asigure o compoziție chimică uniformă și o tratare eficientă cu fondanți, pentru a se realiza degazarea metalului, eliminarea oxizilor și incluziunilor nemetalice.

La definitivarea compoziției, la aliajele din grupele Al—Cu—Mg și Al—Cu—Si—Mg, o importanță deosebită o capătă conținutul maxim de magneziu și siliciu, astfel încît eutecticul format să fie într-o proporție nedăunătoare aliajului. Este cunoscut faptul că constituenții eutecticului acestor aliaje au o mare stabilitate în prelucrările ulterioare, de aceea ei nu pot fi îndepărtați.

La aliajele de aluminiu studiate se constată prezența constituenților intermetalici solubili în aliajul lichid care însă precipită la solidificare. Se menționează, în principal, compușii bogați în fier, care la solidificare antrenează și elementele solubile, siliciul și manganul.

Diminuarea conținutului compușilor cu fier se realizează printr-o viteză de răcire mare a semifabricatelor turnate; de aceea este necesară o dimensionare corectă a biletelor.

La elaborarea aliajelor de aluminiu, dintre gazele prezente o importanță deosebită îl capătă conținutul de hidrogen care, în aluminiul lichid, se dizolvă într-o proporție de 0,68 cm³/100 g, iar la solidificare scade la 0,036 cm³/100 g. Prin urmare, pentru evitarea efectelor negative ale hidrogenului, în special în ceea ce privește formarea porozităților în biletele turnate, se impune eliminarea hidrogenului din

Tabelul 1

Compoziția chimică a unor aliaje de aluminiu deformabile

Grupa aliajului	STAS 7607—68	ISO R—209—68	GOST 1470—63	ASTM B—209—65
Al—Cu—Mg	AlCuMgl, %	AlCu4Mg1, %	D—16, %	2024, %
	Cu = 3,8—4,9 Mg = 1,2—1,8 Mn = 0,3—0,9	Cu = 3,8—4,9 Mg = 1,0—1,8 Mn = 0,3—1,2	Cu = 3,8—4,9 Mg = 1,2—1,8 Mn = 0,3—0,9	Cu = 3,8—4,9 Mg = 1,2—1,8 Mn = 0,3—0,9
Al—Cu—Si—Mg	AlCu4SiMg	AlCu4SiMg	Dl	2014
	Cu = 3,8—5,0 Mg = 0,5—1,2 Mn = 0,3—1,2 Si = 0,2—0,8	Cu = 3,8—5,0 Mg = 0,5—1,2 Mn = 0,3—1,2 Si = 0,3—1,2	Cu = 3,8—4,8 Mg = 0,4—0,8 Mn = 0,4—0,8 Si = 0,7	Cu = 3,9—5,0 Mg = 0,2—0,8 Mn = 0,4—1,2 Si = 0,5—1,2 Fe = 10
Al—Zn—Mg—Cu	AlZn5Mg2Cu2	—	W 95	7075
	Zn = 5,5—6,0 Mg = 2,0—3,0 Cu = 1,0—2,5 Cr = 1,0—0,4 Mn = 0,2—1,0		Zn = 5,0—7,0 Mg = 1,8—2,8 Cu = 1,4—2,0 Mn = 0,2—0,6	Zn = 5,1—6,1 Mg = 2,1—2,9 Cu = 1,2—2,0 Cr = 0,18—0,4

Tabelul 2

Caracteristicile mecanice ale produselor deformate plastic din unele aliaje de aluminiu

Denumirea aliajului		Caracteristicile mecanice		
		$R_{p0,2}$, daN/mm²	R_m, daN/mm²	A_{10}, %
AlCu4Mgl	$F(T_4)$	26,8—27,8	40,1—49,2	8—12
	$H(T_4)$	28,0—30,1	43,6—45,0	10—12
	$H(T_6)$	37,9—39,8	42,2—43,6	5
AlCu4SiMg	$F(T_4)$	27—29,0	39,5—41,6	11,0—13,5
	$F(T_6)$	37—39,2	41,5—48,0	6
AlZn6Mg2Cu2	$F(T_6)$	44,1—48,3	54,8—56,9	6—7
	$H(T_6)$	43,0—46,1	53—54,1	7
	$H(T_7)$	36,1—38,0	47,8	10

F — produsul extrudat; H — produsul obținut prin tragere;
T_4 — călire urmată de îmbătrînire naturală;
T_6 — călire urmată de îmbătrînire artificială;
T_7 — călire urmată de îmbătrînire efectuată în două etape.

metalul lichid la proporția solubilității în aliajul solidificat.

Incluziunile nemetalice din baia metalică pot să provină din încărcătura cuptorului, iar oxizii se formează sub forma unui film pe suprafețele staționare ale metalului lichid care vin în contact cu atmosfera. Incluziunile și oxizii se pot elimina atît în timpul elaborării, cît și printr-o filtrare adecvată la turnarea aliajelor.

Controlul calității biletelor turnate se face cu ajutorul ultrasunetelor și prin analize micro-și macroscopice.

Biletele turnate se prelucrează prin diferitele procedee de deformare plastică pentru realizarea unei game largi de produse finite: table, bare, țevi, profile, piese forjate și altele.

În general aliajele din grupele Al—Cu—Mg, Al—Zn—Mg—Cu și Al—Cu—Si—Mg se prelucrează în prima etapă prin deformare plastică la cald datorită ductilității insuficiente pentru a fi deformate la rece fără apariția fisurilor și, îndeosebi, pentru omogenizarea structurii.

Prelucrarea prin deformarea plastică trebuie să asigure o structură fină și o distribuție uniformă a constituenților eutectici. Pentru aceasta, laminarea tablelor groase se realizează cu reduceri mari pe trecere, iar la forjare se aplică compresiuni alternative poliaxiale.

La forjarea aliajelor din grupele Al—Cu—Mg și Al—Zn—Mg—Cu, care conțin inhibitori de recristalizare (Mn, Cr, Zr), o atenție deosebită se acordă reîncălzirilor intermediare care pot genera o structură grosolană datorită efectului vitezei de deformație.

La extruziune, datorită condițiilor specifice de curgere a metalului, există tendința de formare a grăunților mari recristalizați îndeosebi în partea finală a biletului.

Deformarea plastică la rece se aplică în etapa a doua pentru laminarea tablelor subțiri cu recoaceri intermediare realizate la 350°C și la tragerea barelor și țevilor tot cu recoaceri de înmuiere.

Biletele turnate se supun omogenizării înainte de prelucrare prin deformare plastică, îndeosebi aliajele din grupa Al—Zn—Cu—Mg pentru eliminarea segregațiilor și eutectului cu punct de topire scăzut, sub 400°C.

De asemenea, prin omogenizare se obțin o precipitare și o redistribuire uniforme a elementelor de tranziție (Mn, Cr, Zr), care se introduc în aliaje în proporții scăzute pentru a contribui la procesul de recristalizare în timpul deformării plastice prin laminare și forjare și în mod deosebit prin extruziune.

Omogenizarea se efectuează la temperaturi superioare temperaturilor de prelucrare prin deformare plastică la cald, de aceea omogenizarea constituie o operație separată în cadrul procesului de fabricație.

Calitatea produselor obținute prin diferitele procedee de prelucrare prin deformare plastică depinde într-o măsură însemnată de gradul de deformare realizat, păstrînd ceilalți parametri tehnologici în limite normale. Astfel, în figura 1 s-a reprezentat variația caracteristicilor mecanice, în funcție de gradul de

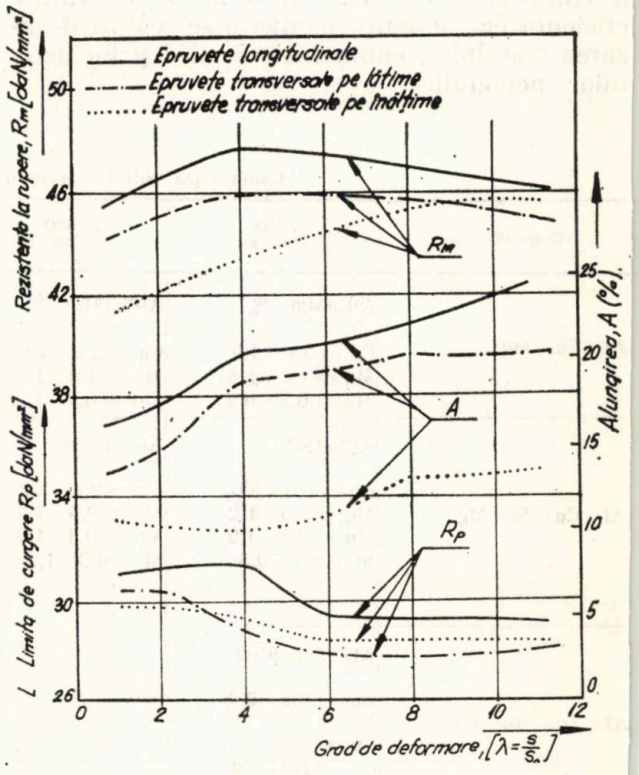


Fig. 1. Variația caracteristicilor mecanice în funcție de gradul de deformare (aliaj AlCu4SiMg)

deformare în cazul aliajului AlCu4SiMg supus unui tratament termic de călire, urmat de o îmbătrînire naturală. Probele s-au prelevat dintr-un bilet turnat cu diametrul de 275 mm, care apoi s-a forjat liber pe nicovale plate. Se observă că limita de curgere (R_p), rezistența la rupere (R_m) și alungirea (A) prezintă valori mult mai ridicate în cazul epruvetelor prelevate pe direcția longitudinală de curgere a metalului decît la cele prelevate pe direcția transversală.

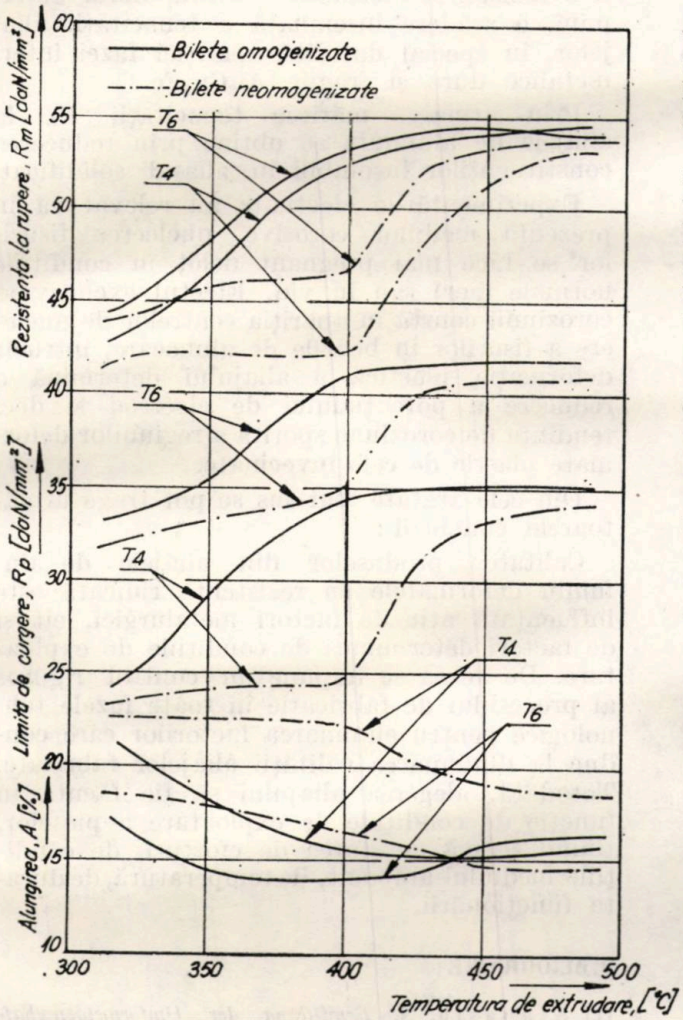


Fig. 2. Dependența caracteristicilor mecanice de temperatura de extruziune (aliaj AlCu4SiMg)

Direcția fibrajului rezultată după prelucrare prin forjare liberă, matrițare, extruziune, tragere etc. influențează, în afara caracteristicilor mecanice, și comportarea la oboseală. Astfel, aliajele de aluminiu se comportă la oboseală mult mai bine pe direcția longitudinală a fibrelor decît pe cea transversală.

În figura 2 este reprezentată dependența caracteristicilor mecanice de temperatura de extruziune, pentru un raport de extruziune de 18 în cazul aceluiași aliaj (AlCu4SiMg), după următoarele tratamente termice: *a*) — călire urmată de îmbătrînire naturală (T_4) și *b*) — călire urmată de îmbătrînire artificială (T_6). Se observă la aliajul în stare T_6, omogenizat și neomogenizat, că prezintă valorile caracteristicilor mecanice în funcție de temperatură comparabile cu valorile unui aliaj complet recristalizat. În schimb aliajul în stare T_4 are valorile caracteristicilor mecanice ce corespund unui aliaj aflat în condițiile de nerecristalizare.

În ceea ce privește tratamentul de punere în soluție, experimentările efectuate au relevat că la aliajele din grupele Al—Cu—Mg și Al—Zn—Mg—Cu operația trebuie realizată la temperaturi aflate în domeniul soluției solide cu o singură fază în echilibru.

La aliajele din grupa Al—Cu—Si—Mg punerea în soluție la produsele extrudate și forjate trebuie executată la temperaturi imediat sub linia solidus. Depășirea temperaturii solidus sau prelungirea duratei de menținere la temperatura normală determină apariția unei structuri recristalizate cu grăunți mari.

Supraîncălzirea aliajelor din grupele Al—Cu—Si—Mg și Al—Cu—Mg are un efect puternic defavorabil asupra caracteristicilor de rezistență, îndeosebi în cazul probelor transversale (fig. 3).

După tratamentul de punere în soluție, operația de răcire trebuie să asigure tensiuni reziduale minime pentru a reduce la maximum deformațiile în produse și susceptibilitatea lor la coroziune sub tensiune.

Pentru aceasta, la aliajele din grupa Al—Cu—Mg, viteza de răcire trebuie să fie de 500°C/s, iar la aliajele din grupa Al—Zn—Mg—Cu, de 150°C/s în domeniul de temperaturi 400—

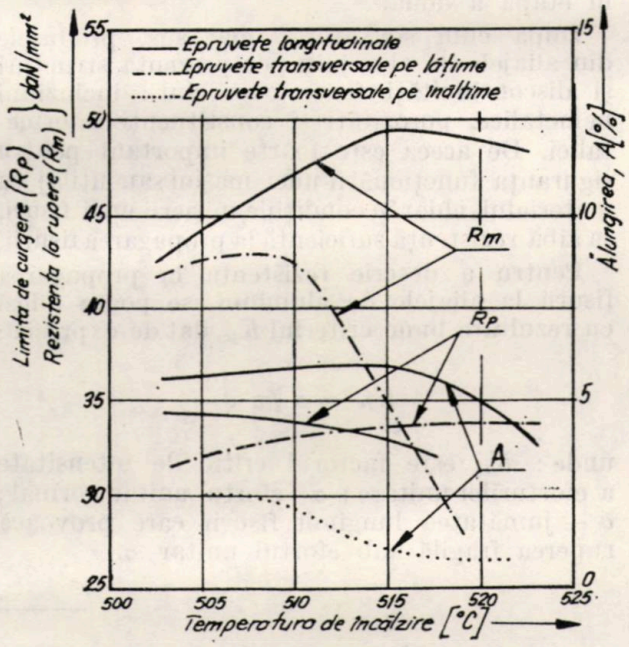


Fig. 3. Efectul tratamentului de punere în soluție la diferite temperaturi asupra caracteristicilor mecanice (aliaj AlCu4SiMg)

290°C. Aceste viteze de răcire se pot obține numai în cazul produselor cu pereți subțiri.

Diminuarea tensiunilor reziduale și a deformațiilor determinate de operația de călire se poate realiza, în cazul produselor extrudate, aplicînd operația de întindere.

Îmbătrînirea aplicată aliajelor studiate a condus la următoarele observații :

a) Aliajele din grupele Al—Cu—Mg și Al—Cu—Mg—Si, supuse îmbătrînirii artificiale timp de 16—18 h și respectiv 8—10 h, au prezentat o rezistență la rupere ridicată și o ductilitate scăzută. În schimb, îmbătrînite natural, au o rezistență la rupere relativ scăzută și o ductilitate bună.

Îmbătrînirea incomplet realizată determină o sporire a susceptibilității aliajelor la coroziunea intercristalină.

b) Aliajele din grupa Al—Zn—Mg—Cu, îmbătrînite artificial la 120—170°C, prezintă un volum sporit de particule de precipitat MgZn și totodată o diminuare a legăturii dintre precipitat și matrice.

Temperaturi inferioare de îmbătrînire determină o rezistență la rupere ridicată, iar temperaturi superioare conferă aliajului o rezistență sporită la coroziune.

În literatură se menționează îmbătrînirea aplicată aliajelor Al—Zn—Mg—Cu în două etape (T_7), care determină obținerea insensibilității aliajului la coroziune sub tensiune. Prima etapă constă în încălzire la o temperatură scăzută de 100—120°C timp de cîteva ore, iar etapa a doua, la 170—190°C.

Aplicarea îmbătrînirii în două etape asigură o bună distribuție a zonelor *G. P.* în prima etapă și o distribuție optimă a precipitatelor în etapa a doua.

După cum s-a arătat mai sus, produsele din aliajele de aluminiu pot prezenta structuri și discontinuități fizice cum sînt : incluziuni nemetalice, porozități și constituenți intermetalici. De aceea este foarte important pentru siguranța funcționării unei mașini sau utilaj ca materialul, chiar în condițiile inițierii unei fisuri, să aibă rezistență suficientă la propagarea fisurii.

Pentru a descrie rezistența la propagarea fisurii la aliajele de aluminiu, se poate folosi cu rezultate bune criteriul K_{ic}, dat de expresia :

$$K_{Ic} = \sigma \sqrt{\pi \cdot a}$$

unde : K_{Ic} este factorul critic de intensitate a eforturilor unitare ; σ — efortul unitar normal ; a — jumătatea lungimii fisurii care provoacă ruperea fragilă sub efortul unitar σ.

În cazul aliajelor de aluminiu cu rezistența mecanică ridicată din grupele Al—Cu—Mg și Al—Zn—Mg—Cu, elementele de aliere influențează tenacitatea K_{Ic}. Astfel, zincul are tendința să mărească limita de curgere a aliajelor din grupa Al—Zn—Mg—Cu, siliciul diminuează caracteristicile de rezistență (limită de curgere R_p, rezistența la rupere R_m și duritatea) deoarece formează compusul Mg_2Si, constituind o piedică în combinarea magneziului cu zincul în compuși caracterizați printr-o rezistență mecanică ridicată, fierul determină o scădere însemnată a tenacității aliajelor, în special datorită apariției fazei intermetalice dure și fragile Al_2Cu_2Fe.

Prin urmare, mărirea tenacității K_{Ic} la aliajele de aluminiu se obține prin reducerea constituenților insolubili în aliajul solidificat.

Experimentările efectuate au relevat că în prezența mediilor corosive, nucleerea fisurilor se face mai pregnant decît în condițiile normale (aer) sau în vid. Efectul exclusiv al coroziunii constă în apariția centrelor de nucleere a fisurilor în benzile de alunecare, întrucît deformația plastică a aliajului determină o reducere a potențialului de electrod și deci tendința de coroziune sporită a regiunilor deformate plastic de cele învecinate.

Din cele arătate mai sus se pot trage următoarele concluzii :

Calitatea produselor din aliajele de aluminiu deformabile cu rezistență ridicată este influențată atît de factori metalurgici, cît și de factori determinați de condițiile de exploatare. De aceea se impune un control riguros al procesului de fabricație în toate fazele tehnologice pentru eliminarea factorilor care conduc la diminuarea calității aliajelor fabricate. Totodată, alegerea aliajului să fie făcută în funcție de condițiile de exploatare a pieselor, ținînd seamă de starea de eforturi, de condițiile mediului ambiant, de temperatură, de durata funcționării.

BIBLIOGRAFIE

[1] Atanasiu, N. *Ermittlung der Umformeigenschaften.* În : Aluminium, nr. 8, 1979, p. 536—539.

[2] Atanasiu, N. *Untersuchungen zur Verformung und zum Kaltbruch von Aluminiumlegierungen durch den Torsionsversuch.* În : Metall, nr. 8, 1979, p. 840—844.

[3] Develey, R. *Criteria for the testing and selection of high — strength aluminium alloy for the aircraft industry.* În : Metals and Materials, septembrie, 1972, p. 404—410.

[4] Briant, A. J. *Fattori metallurgici che influenzano il controlo delle proprieta mechaniche delle leghe di alluminio ad alta rezistenza.* În : Aluminio, mai, 1977, p. 228—243.

Ing. M. Tînţăreanu
Întreprinderea „Turbomecanica"
Bucureşti

Utilizarea tehnologiilor de extruziune în atelierele de forjă cu dotare clasică

CZ: 621.777:621.73

Creşterea importantă în ultimele decenii a necesarului de profile şi piese profilate complexe, realizate la forme precise, care să elimine total sau parţial prelucrările ulterioare, a condus la dezvoltarea şi modernizarea tehnologiilor de formare prin extruziune.

Analiza procedeelor de extruziune scoate în evidenţă avantajul operaţiei unice a productivităţii ridicate, a coeficientului ridicat de utilizare a materialului, precum şi faptul că în principiu aceste procedee sînt aplicabile în anumite condiţii tuturor metalelor şi aliajelor.

Principii şi metode de extruziune. Pentru realizarea unui semifabricat extrudat, asupra materialului de pornire se transmite direct prin contact sculă-material, sau indirect, prin intermediul unui mediu de transmitere, o forţă de presare, care determină în masa materialului starea de tensiune necesară deformării plastice.

Aplicarea practică a procedeelor de extrudare se face prin următoarele metode tehnologice de bază:

Extruziunea directă—prin care se realizează curgerea materialului în acelaşi sens cu sensul de aplicare a forţei de presare; se subliniază că din acelaşi semifabricat de pornire se pot obţine unul sau mai multe extrudate (fig. 1, *a* şi *b*).

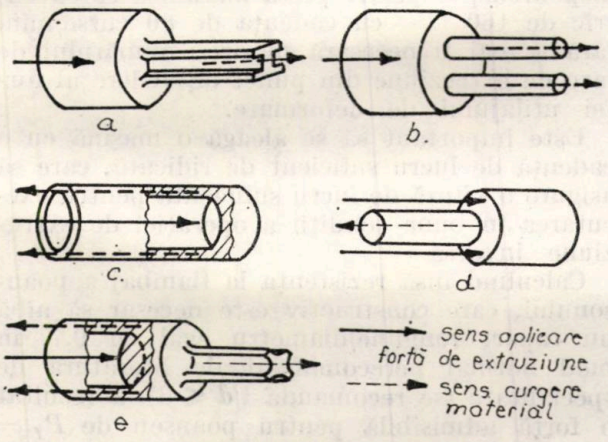


Fig. 1. Exemple de profile realizate prin metodele principale de extruziune

Extruziunea inversă — prin care se realizează curgerea materialului în sens invers faţă de sensul de aplicare a forţei de presare; prin această metodă se execută piese cave sau profile limitate în complexitate şi lungime (fig. 1, *c* şi *d*).

Extruziunea combinată — prin care se realizează curgerea materialului în ambele sensuri faţă de sensul de aplicare a forţei de presare; prin această metodă se execută piese extrudate cu profile relativ complexe (fig. 1, *e*).

Parametrii de bază şi relaţiile de calcul. Pentru realizarea operaţiei de extruziune, este necesar calculul parametrilor de bază ai procesului şi anume forţa şi lucrul mecanic de deformare.

Diverşi autori [1], [2], [3] prezintă relaţii de calcul, care în principiu au în vedere aceiaşi parametri şi anume:

$$P = Kf \cdot F_0 \cdot \varphi_F, \text{ daN}$$

$$A = V \cdot Kf \cdot \varphi_F, \text{ daN}$$

unde:

P este forţa de extruziune;

A — lucrul mecanic de extruziune;

Kf — rezistenţa specifică de deformare, daN/mm²;

φ_F — gradul de extruziune admisibil;

F — aria secţiunii transversale a semifabricatului de pornire;

V — volumul materialului deformat.

Pentru diverse materiale şi condiţii tehnologice, în literatura de specialitate se indică valorile limită pentru Kf şi valorile admisibile pentru φ_F.

Pe baza forţei şi lucrului mecanic de extruziune se poate determina capacitatea de presare minim necesară a utilajului de extruziune şi se pot dimensiona S.D.V.-urile specifice.

Condiţii tehnologice. Pentru execuţia cu succes a operaţiei de extruziune, trebuie stabilite practic şi respectate condiţiile de temperatură ale semifabricatului de pornire, a matriţelor de extruziune, precum şi condiţiile de lubrifiere. Matriţele de extruziune trebuie realizate cu precizie dimensională ridicată, toleranţe de asamblare strînse, rugozităţi mici la suprafeţele active şi siguranţă în deplasările relative ale elementelor mobile; maşinile şi utilajele specializate sau adaptate trebuie să asigure o cursă precisă, controlabilă dimensional şi reglabilă, rigiditatea batiului şi a meselor de fixare a S.D.V.-urilor, planeitatea şi paralelismul meselor de fixare a S.D.V.-urilor, ghidarea pe lungime relativ mare şi bineînţeles forţa minimă necesară.

Aplicaţii tehnologice. Reperul prezentat în figura 2, ghid supapă motor, este caracteris-

tic pentru trecerea lui de la tehnologia de execuţie din semifabricat forjat clasic, cu adaosuri mari de prelucrare, la tehnologia de extruziune, prin care s-au obţinut adaosuri de prelucrare mici şi o precizie şi structură bune.

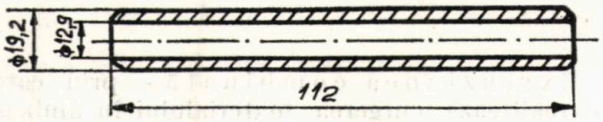


Fig. 2. Reper „ghid supapă motor" piesa finită

Calitatea materialului CuNi2SiF60 — conform D.B.N. 557/1

Compoziţia chimică : Si% = 0,5—0,3 ;
Ni% = 1,6—2,6 ;
Cu% = rest

Limita de curgere : $\sigma_c = 50$ daN/mm²

Alegerea metodei de execuţie. Deoarece condiţiile geometrice impuse, calitatea nestandardizată în ţară a materialului şi cantităţile necesare nu au justificat preluarea execuţiei reperului din semifabricat tip ţeavă laminată, trasă sau extrudată pe instalaţii specializate, s-a trecut la aplicarea tehnologiei de extruziune a unui semifabricat tubular pentru fiecare piesă finită. Din cele trei metode de extruziune s-a adoptat pentru acest reper extruziunea inversă, care necesită o forţă de deformare mai mică şi S.D.V.-uri mai simple faţă de celelalte metode.

La extruziunea inversă este necesar ca la sfîrşitul cursei să rămînă un rest de material de circa 4—5 mm. Forma acestui rest de material poate fi realizată după una din variantele din figura 3 ; varianta „*b*" permite îndepărtarea materialului prin ruperea manuală cu un poanson liber, ceea ce duce totuşi la riscul

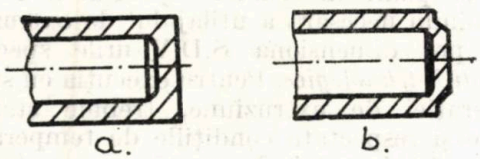


Fig. 3. Variante de execuţie a restului de presare

smulgerii materialului şi deteriorării piesei pe diametrul interior pentru reperul considerat. S-a adoptat varianta „*a*" — care presupune retezarea ulterioară a restului de material printr-o operaţie de strunjire.

Stabilirea semifabricatului extrudat. Condiţiile tehnologice proprii operaţiei de extruziune şi condiţiile prelucrării ulterioare au impus un adaos pe diametrul exterior suficient de mare, de 1,6 mm. Acest adaos preia orice excentricitate a piesei care apare în timpul extruziunii, precum şi abaterile de execuţie la prelucrarea mecanică ulterioară prin strunjire exterioară. Pe diametrul interior a fost suficient un adaos de 0,3 mm, necesar pentru operaţia ulterioară de alezare. Lungimea totală a semifabricatului extrudat s-a stabilit prin adăugarea grosimii restului de material de 4,5 mm, impus de metoda de extruziune, la lungimea necesară execuţiei dimensiunii finite a piesei.

Toleranţele semifabricatului extrudat s-au adoptat în funcţie de rezultatele practice obţinute la experimentări, neexistînd standarde de toleranţe dimensionale pentru operaţia de extruziune.

Prin adoptarea semifabricatului extrudat (fig. 4) s-a obţinut un coeficient de utilizare a metalului de 0,80 faţă de 0,35 în varianta clasică.

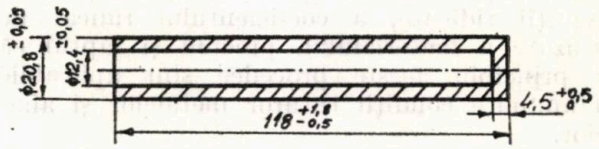


Fig. 4. Semifabricat extrudat

Calculul parametrilor de bază şi alegerea utilajului de deformare. După stabilirea desenului de semifabricat extrudat, din calculul volumelor s-a determinat dimensiunea semifabricatelor de pornire, Ø 20,4 × 83 mm.

Verificarea parametrilor de bază ai extruziunii pentru semifabricatul extrudat considerat au dat valorile $\varepsilon = 30\%$, $\varphi_F = 0{,}3716$, care se încadrează în condiţiile necesare presării într-o singură fază de deformare (materialul s-a asimilat ca fiind Cu 98%).

Forţa de deformare calculată pentru extruziunea la rece a fost de $P_1 = 47\,800$ daN, care s-a încadrat în caracteristicile maşinii disponibile, respectiv presă mecanică cu excentric de 160 tf — cu cadenţa de 80 curse/min, fără a mai fi necesară mărirea numărului de faze de extruziune din punct de vedere al forţei utilajului de deformare.

Este important să se aleagă o maşină cu o cadenţă de lucru suficient de ridicată, care să asigure o viteză de lucru suficientă pentru executarea în bune condiţii a operaţiei de extruziune inversă.

Calculînd însă rezistenţa la flambaj a poansonului, care constructiv este necesar să aibă un raport lungime/diametru egal cu 9,7, în mod normal nerecomandat de literatura de specialitate (se recomandă $l/d \leqslant 3$) a rezultat o forţă admisibilă pentru poanson de $P_f = 8\,350$ daN. Aceasta a impus alegerea variantei de extruziune cu semifabricat încălzit la 790°C, care să asigure extruziunea fără pericolul deteriorării poansonului.

Forţa necesară extruziunii la cald a semifabricatului s-a determinat ca fiind $P_2 = 5\,950$ daN, iar lucrul necesar la extruziune A = 452 daNm.

Se observă că forţa şi lucrul mecanic de deformare au valori relativ mici pentru extruziunea la cald a reperului considerat, ceea ce ar permite extruziunea şi pe maşini cu forţe mai mici şi de asemenea ceea ce uşurează rezolvarea particularităţilor tehnologice ale procesului şi adaptarea S.D.V. -urilor.

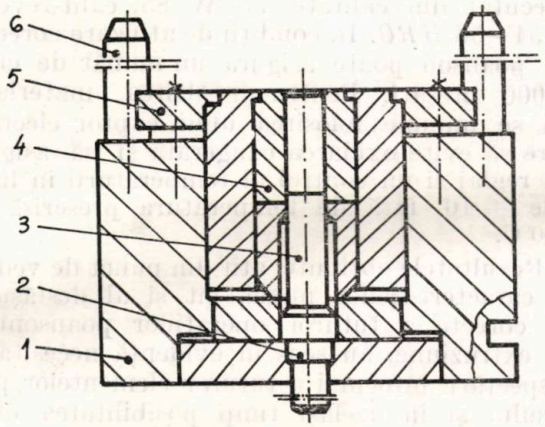


Fig. 5. Ansamblu matriţe de extruziune — corp inferior : *1*—bloc extruziune; *2*—aruncător; *3*—extractor piesă; *4*—pastilă; *5*—inel strîngere; *6*—coloană

Adaptarea utilajului şi S.D.V.-urilor. Presa aleasă satisface principiile şi condiţiile de precizie şi reglare impuse utilajelor de extruziune. În plus, pentru realizarea în condiţii bune şi de siguranţă a procesului, s-au făcut următoarele modificări şi adaptări :

— prevederea presei cu un sistem pneumatic de extracţie, care asigură o forţă de 4 000 daN ;

— prevederea a două paravane de protecţie fixate pe părţile laterale ale mesei fixe ;

— dotarea cu un cuptor electric pentru încălzirea semifabricatelor ;

— dotarea locului de muncă cu un banc de lucru pentru pregătirea semifabricatelor, sculelor şi materialelor pentru extruziune.

Pentru S.D.V-urile de extruziune s-au adoptat următoarele soluţii :

— construcţia matriţei de extruziune a fost făcută în sistemul cu pastilă fixată în bloc de extruziune cu coloane de ghidare (fig. 5). Blocul de extruziune a fost prevăzut cu elemente uşor de prelucrat şi manevrat, care să poată fi schimbate în funcţie de tipul de piese de extrudat ;

— poansonul de extruziune a fost fixat pe o sanie deplasabilă prin acţionare manuală în plan orizontal (fig. 6). Revenirea la poziţia de lucru se face automat, după încetarea acţionării, pînă la un limitator de cursă reglabil. Această necesitate a apărut ca urmare a cursei reduse a presei (140 mm) în raport cu lungimea piesei extrudate, ceea ce împiedică în condiţii normale introducerea semifabricatului şi extragerea piesei din locaşul matriţei. Fixarea poansonului s-a făcut prin sistemul de fixare cu bucşă elastică, bucşă de prindere, pastilă de presiune interschimbabile (fig. 7). Profilul capului poansonului a fost adoptat după indicaţiile literaturii de specialitate ;

— execuţia de calibre pentru reglarea experimentală a cursei şi a coaxialităţii poansonului cu matriţa.

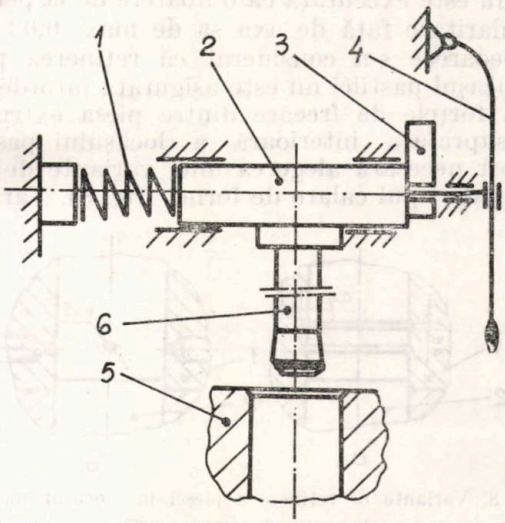


Fig. 6. Schema cinematică de acţionare a poansonului : *1*—sistem arcuri; *2*—sanie mobilă; *3*—limitator cursă; *4*—pîrghie acţionare; *5*—pastilă; *6*—poanson

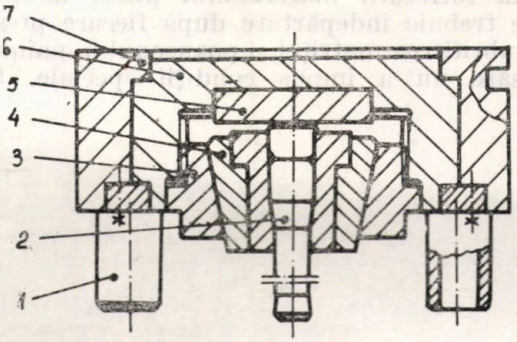


Fig. 7. Ansamblu matriţe de extruziune — corp superior : *1*—bucşă ghidare; *2*—poanson; *3*—piuliţă *4*—bucşă elastică; *5*—pastilă presiune; *6*—sanie mobilă; *7*—bloc superior

Particularităţi tehnologice. În desfăşurarea procesului de extruziune s-a constatat deosebita importanţă a execuţiei semifabricatului de pornire la cote care în urma dilatării materialului la încălzire asigură o toleranţă pe diametru faţă de locaşul matriţei de max. 0,1 mm ; diametrul semifabricatului de pornire în stare caldă a fost de 20,9 mm faţă de diametrul de lucru al pastilei de extruziune, Ø 21 mm. În consecinţă s-a impus respectarea riguroasă în execuţie a semifabricatului de pornire în stare rece şi anume Ø $20{,}4 \pm 0{,}05$ mm. Pentru asigurarea lungimii minime necesare pentru semifabricatul extrudat, lungimea semifabricatului în stare rece s-a tolerat numai la valori pozitive şi anume $83^{+0,5}$ mm.

De asemenea, a ieşit în evidenţă necesitatea asigurării coaxialităţii şi concentricităţii între poanson şi locaşul pastielei; cele mai mici abateri în acest sens, ca şi nerespectarea toleranţelor semifabricatului de pornire la diametru şi planeitate feţe frontale, conduc la obţinerea unei găuri excentrice. Aceeaşi abatere se produce şi dacă faţa de lucru a poansonului nu este executată ca o abatere de la perpendicularitate faţă de axa sa de max. 0,02 mm.

Deoarece s-a considerat că reţinerea piesei în locaşul pastilei nu este asigurată întotdeauna prin forţele de frecare dintre piesa extrudată şi suprafaţa interioară a locaşului pastilei, a fost necesară alegerea unei variante de reţinere, de tipul calare de formă (fig. 8). Varianta

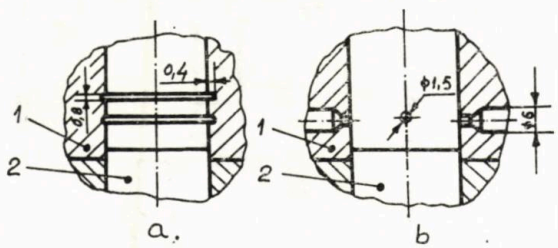


Fig. 8. Variante de reţinere a piesei în locaşul matriţei: *1*–pastilă; *2*–extractor piesă

„*a*" are dezavantajul că inelele rezultate în urma forfecării materialului piesei la extragere trebuie îndepărtate după fiecare presare.

Lubrifierea matriţei şi poansonului înainte de presare nu a impus condiţii speciale. S-au obţinut rezultate bune folosind ulei mineral cu suspensie de grafit sau bisulfură de molibden.

Pentru răcirea poansonului, după un număr de circa 10 presări, s-a folosit un jet de aer comprimat, dirijat de poanson printr-un furtun racordat la reţeaua halei. Poansonul a fost executat din calitate VSCW 85, călit-revenit la 54 –58 *HRC*. În condiţii de utilizare corectă, un poanson poate asigura un număr de circa 1 000 presări. Pentru încălzirea materialului se impune folosirea unui cuptor electric, care să evite oxidarea exagerată şi să asigure un reglaj şi un control al temperaturii în limitele $\pm$ 10° faţă de temperatura prescrisă de 790°C.

Rezultatele obţinute, atît din punct de vedere al caracteristicilor piesei, cît şi al desfăşurării corecte a tuturor operaţiilor poansonului de extruziune, au scos în evidenţă necesitatea respectării întocmai a tuturor elementelor procesului şi în acelaşi timp posibilitatea utilizării lui în condiţiile atelierelor de forjă clasice, care nu sînt dotate cu utilaje specializate de extruziune.

BIBLIOGRAFIE

[1] Drăgan, I. *Tehnologia deformărilor plastice.* Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1974.

[2] Popescu, V. I. *Forjarea şi extruziunea metalelor şi aliajelor.* Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1976.

[3] Teodorescu, A. *Tehnologia extrudării metalelor.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1975.

Reactivitatea termodinamică a unor cocsuri față de vaporii de apă și bioxidul de carbon

CZ: 669.162.16:536.7

Reactivitatea unei substanțe implică atît aspecte termodinamice, cît și aspecte cinetice, cerînd totodată precizarea partenerului de reacție. În cazul cocsului partenerii de reacție obișnuiți sînt în primul rînd oxigenul, bioxidul de carbon, vaporii de apă și oxizii metalici și metaloidici. Cele mai multe studii din literatură se referă la carboxireactivitate și la hidroreactivitate [1]. Reactivitatea (cinetică) se măsoară în unitățile vitezei de reacție, raportată la unitatea de masă sau de suprafață, literatura tratînd practic exclusiv aspectul cinetic. Sînt studiați factorii care influențează viteza de reacție, cum ar fi suprafața specifică [2], gradul de grafitizare [2], [3], prezența unor impurități sau adaosuri [4], gradul de uzură [5], temperatura și granulația [6].

În general aspectele termodinamice se rezumă la studiul echilibrelor în care cocsul sau cărbunele este considerat grafit (beta).

Prin reactivitate termodinamică se înțelege afinitatea negativă a reacției, o măsură a motorului reacției.

Prezența altor elemente, mai ales a oxigenului și hidrogenului, în compoziția cărbunilor și a cocsului arată că trebuie să fie prezente grupări funcționale cu reactivitate mai mare decît a grafitului pur. Sub aspect termodinamic prezența acestor elemente trebuie să se manifeste atît prin modificarea entalpiei de formare, cît și prin modificarea entropiei cocsului. În final aceste modificări afectează afinitatea, deci reactivitatea termodinamică.

Pentru a exprima această reactivitate termodinamică, în lucrarea de față s-au utilizat curbele de afinitate nulă [7]. Aceste curbe au avantajul că nu depind de unitățile în care se exprimă energia și nici de modul de scriere a ecuației stoechiometrice. Curbele de afinitate nulă împart suprafața $p-T$ în două domenii, unul în care $\Delta G > 0$, deci practic reacția nu are loc și altul cu $\Delta G < 0$, deci cu $K_x > 1$, în care conversia de echilibru este mare. Sigur că delimitarea nu este netă decît în unele reacții eterogene (cum ar fi și transformările de fază), dar analiza unui mare număr de cazuri arată că toate reacțiile industriale se conduc în condiții în care $\Delta G < 0$ — poate singura excepție, de altfel foarte costisitoare — fiind sinteza acetilenei prin arderea incompletă a metanului.

După alura curbei de afinitate nulă, reacțiile se pot clasifica în 12 tipuri, redate în figura 1 [7]. Reacțiile cocsului cu apa și bioxidul de carbon corespund tipului VI, reacția fiind favorizată de temperatură și defavorizată de presiune.

În prezenta lucrare se încearcă o caracterizare a reactivității termodinamice a unor cocsuri, comparativ cu antracitul, diamantul și grafitul.

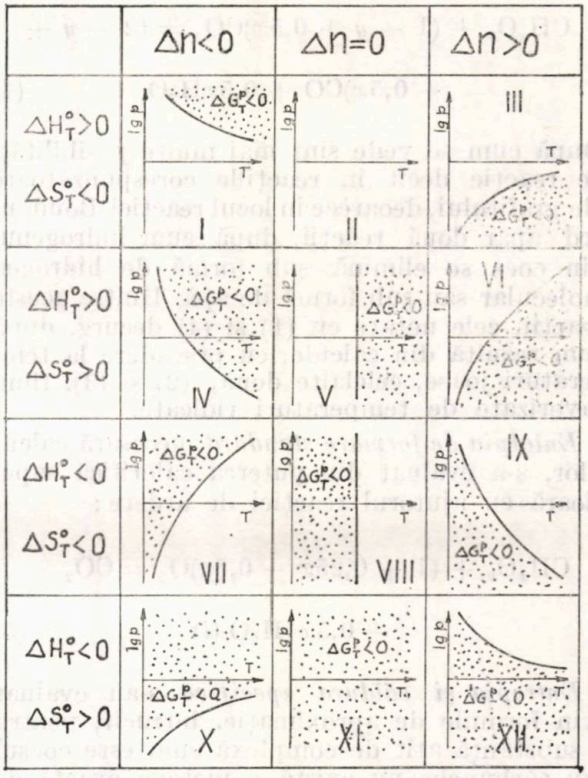


Fig. 1

Calculul curbelor de afinitate nulă pentru cocsuri și cărbuni

Pentru simplificarea calculelor s-a ținut seamă numai de conținutul de carbon, hidrogen și oxigen a masei combustibile. S-a considerat că rolul azotului este neînsemnat atît în privința contribuției la căldura de formare, cît și la entropie. În ceea ce privește sulful, s-a considerat că nu are o contribuție importantă la entropie, dar s-a făcut corecția puterii calorice. În felul acesta s-a luat suma $C + H + O = 100\%$. În calcul intră deci conținutul

de carbon şi hidrogen, cel de oxigen rezultînd prin diferenţă. S-a calculat formula brută pentru aceste trei componente sub forma CH_xO_y, unde x şi y reprezintă raporturile atomice H/C şi O/C introduse de van Krevelen [8], compoziţia corectată fiind raportată la masa combustibilă.

Stoechiometria reacţiei studiate este dată de una din ecuaţiile:

$$CH_xO_y + (2-y)H_2O = CO_2 + (2-y+0{\cdot}5x)H_2 \quad (1)$$

$$CH_xO_y + (1-y)H_2O = CO + (1-y+0{\cdot}5x)H_2 \quad (2)$$

$$CH_xO_y + (1-y)CO_2 = (2-y)CO + 0{,}5xH_2 \quad (3)$$

$$CH_xO_y + (1-y+0{,}5x)CO_2 = (2-y+0{,}5x)CO + 0{,}5xH_2O \quad (4)$$

După cum se vede sînt mai multe posibilităţi de reacţie decît în reacţiile corespunzătoare ale grafitului, deoarece în locul reacţiei Boudouard apar două reacţii, după cum hidrogenul din cocs se elimină sub formă de hidrogen molecular sau sub formă de apă. Dintre aceste reacţii, cele notate cu (1) şi (4) decurg, după cum rezultă din calcule, cu precădere la temperaturi joase, celelalte două, (2) şi (3), fiind favorizate de temperaturi ridicate.

Entalpia de formare standard, necesară calculelor, s-a evaluat din puterea calorifică superioară cu ajutorul reacţiei de ardere:

$$CH_xO_y + (1+0{,}25x-0{,}5y)O_2 = CO_2 + 0{,}5x \cdot H_2O\ (l) \quad (5)$$

Entropia şi căldura specifică s-au evaluat prin formule de aproximaţie, întrucît, pentru o substanţă atît de complexă cum este cocsul sau cărbunele, nu există o metodă exactă de calcul. Determinări de călduri specifice la diferite temperaturi ar putea îmbunătăţi siguranţa calculelor. În lipsa acestora s-a evaluat căldura specifică standard după o formulă de tip Neumann şi Kopp, propusă pentru cărbuni de Szadeczky [9], cu incrementele corespunzătoare solidelor [10]:

$$c_p = 0{,}0063\,C + 0{,}096\,H + 0{,}0105\,O\ J/g \cdot K \quad (6)$$

unde C, H şi O reprezintă procente din elementele pe care le simbolizează. Această formulă, aplicată şi la unii componenţi ai petrolului, se verifică bine cu datele experimentale, pentru toată gama cărbunilor.

Pentru entropia standard s-a luat:

$$S^0_{298} = 1{,}2\ Mc_p, \quad (7)$$

o valoare ceva mai mare decît cea recomandată de Strelkov [11] pentru substanţe solide (factorul recomandat este 1,1). În reacţiile de mai sus are loc o considerabilă variaţie de volum, datorită apariţiei unor gaze, astfel că entropia reacţiei va fi determinată mai ales de creşterea numărului de moli de gaz, valoarea entropiei solidului jucînd un rol mai mic. Datele sînt trecute în tabelul 1.

Tabelul 1

Date asupra cărbunilor studiaţi, folosite în calcul

Cărbunele	x = H/C	y = O/C	M	H^0_{form}, kJ/mol	S^0_{298}, J/molK	C^0_p, J/molK
Antracit	0,371	0,026	12,78	3,15	13,86	11,55
Cocs de lignit	0,139	0,018	12,42	11,63	11,14	9,28
Cocs metalurgic	0,062	0,012	12,26	8,02	10,03	8,36
Cocs de gaz	0,062	0,004	12,12	5,39	9,86	8,22
Diamant	0	0	12	1,89	9,07	7,56
Grafit	0	0	12	0	9,07	7,56

Calculul afinităţii normale s-a efectuat în aproximaţia a II-a a lui Ulich [12], în care se consideră $\Delta C_p = \Delta C^0_{p,298} = \text{const.}$:

$$\Delta G^0_T = \Delta H^0_{298} - T\Delta S^0_{298} - \Delta C_p T\left(\frac{298}{T} - 1 + \ln\frac{T}{298}\right) \quad (8)$$

Presiunea de echilibru pentru $\Delta G^p_T = 0$ se află din ecuaţia:

$$\lg p = \frac{-\Delta G^0_T}{2{,}303 \cdot 8{,}317 \cdot \Delta n} \quad (9)$$

Δn fiind creşterea numărului de moli de gaz, iar mărimile energetice fiind exprimate în Jouli.

Calculele s-au executat cu un calculator de birou Hewlett-Packard 9 820 A, care a fost programat şi pentru trasarea curbelor de afinitate nulă în coordonatele $\lg p - T$.

Rezultatele calculelor

Reacţia cu vaporii de apă. Curbele de afinitate nulă pentru cîteva cocsuri, antracit, grafit şi diamant faţă de vaporii de apă, conform reacţiei (2), s-au reprezentat în figura 2, folosind date din literatură cu privire la compoziţia elementară şi puterea calorică (tab. 1). Reacţiile sînt termodinamic posibile la dreapta curbelor.

Se vede că temperatura de echilibru (pentru $K_x = 1$) crește în ordinea : antracit, cocs de lignit, cocs metalurgic, cocs de gaz, diamant și grafit.

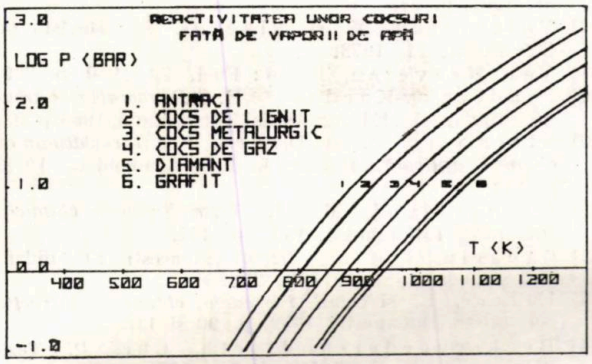


Fig. 2

Pentru curbele diamantului și grafitului s-a folosit același algoritm de calcul, inclusiv formulele aproximative pentru căldura specifică și entropie, ca și la cocsuri. Un calcul exact, care ține seamă de dependența căldurii specifice de temperatură, arată o perfectă concordanță pentru diamant, dar temperaturile de echilibru pentru grafit se situează cu circa 30° mai sus, diferența dintre diamant și grafit fiind de 47° în loc de 14°, cît indică graficele.

Din figură reiese că reacția cocsurilor, a antracitului și chiar a diamantului este termodinamic posibilă la temperaturi mai mici, decît reacția similară a grafitului. Diferența de temperatură de reacție (la presiunea de o atmosferă) se cifrează la 130°C pentru cocsul metalurgic, la 170°C pentru semicocsul de lignit, la 200°C penru antracit. Este interesant de remarcat că folosind aceleași valori pentru entropie și căldură specifică, diferența de 1,9 kJ/mol dintre căldurile de formare ale diamantului și grafitului provoacă o scădere de 14°C a temperaturii de echilibru, restul de 28°C datorîndu-se diferențelor de entropie și căldură specifică.

Reacția cu bioxidul de carbon. În figura 3 s-au reprezentat curbele de afinitate nulă pentru reacția acelorași cocsuri cu bioxidul de carbon, redată de ecuația (3). Reactivitatea termodinamică față de CO_2 este mai mică decît față de apă, temperaturile de reacție fiind ceva mai ridicate. Caracterul general al curbelor se păstrează însă. Scăderea temperaturii de echilibru pentru cocsuri față de grafit este ceva mai mică decît în cazul apei ; de exemplu pentru cocsul metalurgic ea este de 100°C, dar este importantă.

Discutarea rezultatelor

Curbele de afinitate nulă arată o reactivitate mărită a cocsului și a cărbunilor față de apă și bioxid de carbon, reactivitate care se traduce prin scăderea temperaturii la care această reacție devine termodinamic posibilă. Dacă la temperaturi mai ridicate, situate departe de curba de afinitate nulă, este de așteptat să predomine factorii cinetici, în jurul temperaturii de 700°C ar putea avea un rol reactivitatea termodinamică. De fapt, cele două

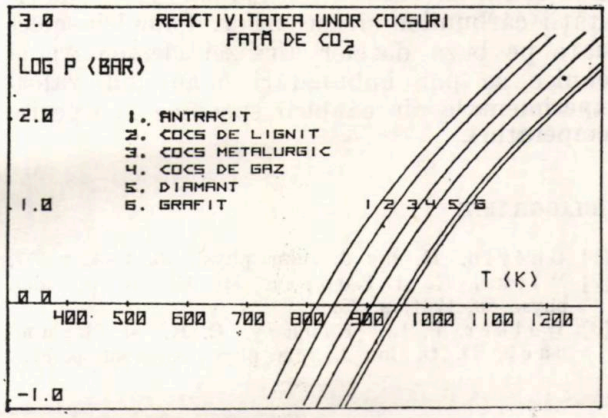


Fig. 3

aspecte, termodinamic și cinetic, nu se pot separa complet. Oxigenul și hidrogenul se află sub formă de funcțiuni organice fixate pe suprafața cocsului, provenind de la cărbunele folosit la cocsificare, dar și de la apa de răcire și oxigenul din aer. Astfel curbele de afinitate nulă sînt rezultatul calculului cu mărimi termodinamice medii. Cu alte cuvinte, reactivitatea suprafeței, pe care se află aceste funcții, este mai mare, iar cea a interiorului, mai mică decît corespunde curbei de afinitate nulă. Dacă funcțiile reactive se reînnoiesc printr-un activator, atunci reactivitatea poate fi întreținută la o valoare ridicată în tot cursul reacției. Se pare că un astfel de rol de activator îi revine oxigenului. Așa se pot explica unele comportări ale cocsului față de bioxidul de carbon și oxigen (aer), observate experimental de Goring, Guérin [1]. Astfel în bioxidul de carbon suprafața specifică, rezultată în cursul reacției, este mai mare la temperatură mai mică (800°C) decît la temperatură mai mare (1 000°C), iar viteza de oxidare cu oxigen la 700°C este cam aceeași ca și cea a atacului cu bioxid de carbon la 1 100°C. În sfîrșit se știe că gazificarea cu vapori de apă în gazogene încălzite din exterior, fără acces de oxigen în zona de gazificare, nu este completă la temperatură mai joasă, reacția fiind însă totală în prezența unor concentrații relativ mici de oxigen.

Exotermicitatea reacției cu oxigenul nu este o explicație suficientă, deoarece și reacția cărbunilor cu hidrogenul este exotermă, dar este știut că nici aceasta nu poate fi totală, rămînînd o fracțiune însemnată sub formă de cocs nereacționat.

Concluzii

Examinarea unor curbe de afinitate nulă față de bioxid de carbon și apă scoate în evidență diferențe nete între temperaturile la care reacțiile sînt posibile, pentru cocsuri, antracit, diamant și grafit. Aceste curbe pot servi la caracterizarea termodinamică a reactivității cărbunilor și cocsurilor. Calculele efectuate pe baza datelor analizei elementare și tehnice se pot îmbunătăți cunoscînd valori experimentale ale căldurii specifice la diferite temperaturi.

BIBLIOGRAFIE

[1] Guérin, H. În: J. chim. phys., 58, 1961, p. 97.
[2] Wicke, E. și Kopper, H. H. În: J. chim. phys., 58, 1961, p. 25.
[3] Walker, P. L., Kinney, C. R. și Baumbach, D. O. În: J. chim. phys., 58, 1961, p. 87.
[4] Sykes, K. W. și Thomas, J. M. În: J. chim. phys., 58, 1961, p. 70.
[5] Fassotte, W. și Saussez, M. În: Bull. Technique INIEX, nr. 42, 1973.
[6] Bastick, M. și Guérin, H. În: J. chim. phys., 58, 1961, p. 98.
[7] Voiculescu, V. și Niac, G. În: Revista de Chimie, nr. 11, 1978.
[8] Van Krevelen, D. În: Fuel, 29, 1950, p. 269.
[9] Szadeczky-Kardoss, E. *Petrografia cărbunilor* Budapesta, Ed. Akadémiai Könyvkiadó, 1956, p. 53.
[10] Sternberg, S. și Daneș, F. *Termodinamica chimică aplicată*. București, Ed. Academiei, 1978, p. 134.
[11] Karapetianț, M. H. *Termodinamica chimică*. București, Ed. tehnică, 1953, p. 401.
[12] Cădariu, I. *Chimie fizică*. București, Ed. didactică și pedagogică, 1971, p. 222.
[13] Ettere, L. și colab. *Formarea, chimia și extracția cărbunilor*. Budapesta, 1952, p. 90 și 118.
[14] Beckervordersandforth, Chr. P. Teză de doctorat, R—W. T. H., Aachen, 1975, p. 63.

Prof. dr. G. Niac
Institutul politehnic — Cluj-Napoca

DOCUMENTARE

Afinarea oțelului în oală, o importantă activitate a sectorului Heurtey Métallurgie

Cinci comenzi recente ilustrează activitatea sectorului de metalurgie al societății franceze Heurtey:

— o comandă de la Creusot-Loire pentru uzina din Creusot se referă la o instalație de degazare în oală cu încălzire, pentru oale de 35 pînă la 96 t;

— Zelezarna Ravne (Iugoslavia) a încredințat sectorului Heurtey Métallurgie realizarea a trei instalații: două instalații de degazare în oală, cu încălzire, una de 45 t capacitate și cealaltă de 15—35 t (know-how-ul metalurgic va fi furnizat de societatea SAFE);

— o instalație de decarburare în oală, sub vid, de 15—35t, realizat cu know-how metalurgic de la societatea Creusot-Loire;

— o instalație de degazare în oală, cu încălzire, de 60—130 t, va fi realizată de VACMETAL și INFURNCO pe baza licenței Heurtey, pentru societatea ISCOR, la Pretoria, în Africa de Sud.

(În: *Revue de Métallurgie, Franța, nr. 3, 1979, p. 200*)

Demararea unei noi instalații de captare și epurare a gazelor arse de la cuptorul cu arc de 100 t al uzinei Ugine-Fos

Noua instalație, realizată de AAF-SA, este capabilă a epura 500 000 m^3/h gaze arse cu praf, oxid de fier, CaO etc. Captarea este asigurată de un al 4-lea orificiu și de o hotă instalată în acoperiș, în așa fel încît să capteze gazele arse în timpul încărcării, turnării și fazelor în care aspirarea directă este redusă intenționat.

Epurarea este asigurată de un desprăfuitor cu saci AAF, model AMERTHERM, care cuprinde 10 celule cu 96 saci, fiecare sac avînd o suprafață filtrantă de ordinul a 10 m^2.

Instalația de desprăfuire a fost concepută pentru obținerea:

— unei exploatări simple: absența unei linii de reglare complicată, în schimb utilizarea unor sisteme de reglare simple, stabilite pe baza încercărilor pentru asigurarea celor mai bune condiții, îndeosebi pentru oțelari (fără pătrundere de aer în cuptor în timpul introducerii adaosurilor);

— unui consum minim de energie: în timpul fazelor în care emisiunea de gaze arse este redusă, registrele de aspirare de la unul sau două ventilatoare sînt închise; în plus, a fost prevăzută o fază „așteptare" în cursul căreia instalația este în stare de nefuncționare (veghe) în cursul anumitor reparații sau timpi morți intervenind în exploatarea cuptorului;

— unei mari fiabilități: au fost prevăzute anumite aparate cu „stand by" (ventilatoare) pentru a permite o întreținere preventivă și obținerea unei disponibilități totale a instalației.

(În: *Revue de Métallurgie, Franța, nr. 3, 1979, p. 198*)

Primele țagle la uzina Sidegasa

Cea mai recentă miniuzină din Spania, Siderurgica de Galicia (Sidegasa), a livrat primul transport de țagle la sfîrșitul lunii aprilie a.c. Cuptorul cu arc nr. 1 de 180 t și mașina de turnare continuă cu șase fire sînt deja în funcțiune, iar cel de-al doilea cuptor și cea de-a doua mașină de turnare au intrat în serviciu la începutul lunii mai. Laminarea de probă este în curs la laminorul de sîrme și bare de 400 mii t pe an.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6389, 1979, p. 37*)

Turnarea continuă și semicontinuă a cuprului și aliajelor sale

CZ: 621.74.047:669.3

Turnarea continuă și semicontinuă a semifabricatelor destinate prelucrării la cald reprezintă un procedeu tehnologic în plină ascensiune datorită avantajelor tehnico-economice evidente în raport cu procedeele clasice [1], [2]. Semifabricatele obținute prin aceste procedee sînt calitativ superioare celor obținute prin metode clasice (turnarea statică) și prezintă productivități superioare.

În procesul de introducere a turnării continue și semicontinue se cere o analiză din punct de vedere al calității și productivității procesului, fapt care a generat o diversificare foarte largă a procedeului în ceea ce privește construcția sistemului cristalizator și ca urmare a parametrilor de turnare.

În continuare se vor discuta condițiile de cristalizare, parametrii de turnare la turnarea continuă și semicontinuă verticală cu cristalizoare alunecătoare și independente de cuptorul de turnare.

Cuprul și aliajele sale se caracterizează prin: interval redus de concentrație și de temperatură dintre linia lichidus și solidus; practic nu prezintă segregație zonală [3]; căldura latentă de topire scăzută, conductibilitate termică ridicată și greutate specifică mare, comparativ cu alte metale (aluminiu, magneziu) și aliaje.

Pe baza experiențelor s-a stabilit că parametrii principali care caracterizează cel mai mult condițiile de cristalizare a semifabricatului sînt: adîncimea, configurația conului de solidificare și mărimea zonei bifazice [5], [6], [9]—[11].

Prima încercare de a determina teoretic adîncimea conului de solidificare aparține lui V. Roth [6] care, pentru determinări, a introdus o serie de ipoteze simplificatoare: cedarea căldurii are loc numai în plan orizontal; toată căldura este cedată sub cristalizor, temperatura la suprafața semifabricatului sub cristalizor este constantă.

Pentru adîncimea conului de solidificare a stabilit următoarele expresii:

— pentru semifabricate cu secțiune dreptunghiulară:

$$l = \frac{v_t \cdot K \cdot b^2}{2\lambda(t_s - t_0)} \qquad (1)$$

— pentru semifabricate cu secțiune rotundă:

$$l = \frac{v_t \cdot K \cdot r^2}{9\lambda\,(t_s - t_0)} \qquad (2)$$

unde:

l este adîncimea conului de solidificare, cm;
v_t — viteza de turnare, cm/s;
b — jumătatea grosimii la semifabricatul cu secțiune dreptunghiulară, cm;
r — raza semifabricatului cu secțiune rotundă, cm;
λ — conductibilitatea termică, cal/cm.s.gr;
t_s — temperatura de solidificare, °C;
t_0 — temperatura semifabricatului la ieșirea din cristalizor, °C;

$K = L\gamma + \frac{1}{2} c\gamma\,(t_s - t_0)$ — constanta capacității calorice, cal/cm³;

L — căldura latentă de topire, cal/gr;
γ — greutatea specifică, g/cm³;
c — căldura specifică, cal/g.gr.

Expresii asemănătoare au fost găsite și de alți autori, cu deosebiri la valoarea coeficienților. Formula cea mai aproapiată de rezultatele practice este relația lui V. I. Dobotkin [7], pentru semifabricate cu secțiune rotundă:

$$l = \frac{v_t \cdot K \cdot r^2}{4\lambda(t_s - t_0)} \qquad (3)$$

Din analiza formei conului de solidificare se determină structura cristalină a semifabricatului și calitatea suprafeței.

Mărimea vitezei de cristalizare, reprezentînd vectorul perpendicular pe suprafața conului de solidificare (teoretic: $V_c = V_t \cdot \cos\alpha$)* determină structura internă dendritică a grăunților. Cu cît conul de solidificare are adîncimea mai mică și suprafața mai regulată, cu atît microstructura internă a grăunților va fi mai omogenă. Adîncimea conului de solidificare, în afară de faptul că determină calitatea semifabricatului determină și productivitatea procesului.

Determinarea suprafeței conului de solidificare pe cale teoretică, datorită simplificărilor introduse este mai puțin exactă, nu ia în considerare înălțimea cristalizorului, de aceea pentru a stabili forma conului de solidificare se utilizează diferite metode experimentale: introducerea unui metal lichid cu temperatură scăzută de topire față de aliajul studiat; amplasarea termometrelor în semifabricatul în curs de solidificare; introducerea izotopilor radioactivi [1], [5], [9]—[11].

* v_c — viteza de cristalizare;
α — unghiul dintre axa de simetrie a semifabricatului și direcția de cristalizare.

În [5] a fost înregistrată forma conului de solidificare și calculată viteza de cristalizare (fig. 1) pentru două semifabricate solidificate în condiții diferite.

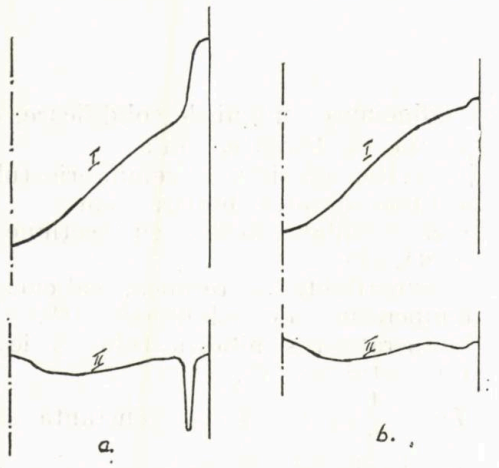


Fig. 1. Curba pentru forma conului de solidificare *(I)* și curba vitezei de cristalizare *(II)*:
a — cedarea discontinuă a căldurii; *b* — cedarea continuă a căldurii

În figura 1, *a*, ca rezultat al încălzirii locale a semifabricatului, datorită întreruperii răcirii de către cristalizor și lipsa influenței răcirii secundare directe, viteza de cristalizare scade brusc și apar grăunți cu structură cristalină internă grosolană, în același timp încălzirea locală a suprafeței determină apariția scurgerii pe suprafața semifabricatului.

Figura 1, *b* reprezintă cazul cînd condițiile de turnare sînt optime pentru a obține un semifabricat cu microstructură omogenă și cu suprafață fără scurgeri.

Macrostructura semifabricatului de fapt este determinată de condițiile de elaborare a aliajului și de temperatura de turnare [4].

În concluzie [5], la baza dezvoltării turnării semicontinue a semifabricatelor trebuie să stea principiul de cedare cotinuă a căldurii, asigurîndu-se o structură internă dendritică omogenă și o calitate corespunzătoare a suprafeței semifabricatului.

În perioada introducerii turnării continue și semicontinue se considera că vîrful conului de solidificare nu trebuie să depășească marginea inferioară a cristalizorului. În urma cercetărilor pentru îmbunătățirea structurii semifabricatelor și productivității s-a ajuns la concluzia că vîrful conului de solidificare poate și trebuie să depășească marginea inferioară a cristalizorului [1]—[3], [8].

Productivitatea instalației este determinată de relația:

$$G = v_c \cdot F_f \cdot \gamma \qquad (4)$$

unde:

G este productivitatea instalației;

F_f — suprafața frontului de solidificare.

Din relația de mai sus rezultă că productivitatea se poate mări prin creșterea vitezei de cristalizare și a suprafeței frontului de solidificare. Avînd în vedere că fiecare metal sau aliaj posedă o viteză de cristalizare optimă, rămîne ca factor ce contribuie la creșterea productivității mărirea suprafeței frontului de solidificare, care la rîndul ei este determinată de creșterea vitezei de turnare și înălțimii cristalizorului.

În figura 2 și tabelul 1 sînt redate influența parametrilor de turnare asupra condițiilor de cristalizare în cazul turnării unui semifabricat de secțiune rotundă, Ø 165 mm, din aliajul Cu Zn 36, în cristalizor cu înălțimea de 260 (*a*, *b*) și 400 mm (*c*, *d*), cu ieșirea apei pe semifabricat.

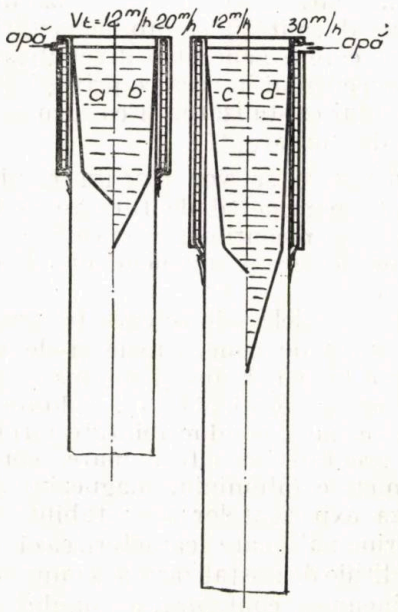


Fig. 2. Influența parametrilor de turnare asupra condițiilor de cristalizare, în cazul turnării unui semifabricat rotund de Ø 165 mm din aliajul CuZn36

Din datele figurii 2 și ale tabelului 1 se poate constata că prin creșterea vitezei de turnare la același cristalizor sau prin creșterea concomitentă a înălțimii cristalizorului și vitezei de turnare se mărește suprafața frontului de solidificare, fapt care determină creșterea productivității. Aprecierea vitezei de cristalizare s-a făcut pe baza expresiei din [1].

O altă modalitate de creștere a vitezei de turnare în scopul creșterii productivității este reglarea intensității răcirii secundare prin dispunerea ei pe înălțimea semifabricatului, făcîndu-l independent de cristalizor.

În figura 3 și tabelul 2 este redată această influență, în cazul turnării semifabricatelor cu secțiune rotundă, Ø 200 mm, din aliajul CuZn 39Pb1.

Tabelul 1

Condiții de cristalizare / Parametrii de turnare	Figura	2,*a*		2, *b*		2, *d*	
	V_t, m/h	12		20		30	
	H_c, mm	260		260		400	
	Răcirea	*I*	*II*	*I*	*II*	*I*	*II*
Q, m³/h		4,3	11,9	5,75	23,4	8,34	34,4
V_c, cm/s		0,028	0,224	0,0363	0,224	0,0363	0,224
G, kg/h		930	1 240	1 240	2 350	1 860	3 520
l, mm		240	68	240	150	380	220
F_f, cm²		1 097,6	180	1 130	346	1 700	520
φ		4°50′	42°50′	3°45′	23°50′	2°30′	16°10′
τ, s		72	38	43,3	32,4	43,3	32,4

H_c este înălțimea cristalizorului; Q — debitul de apă; φ — unghiul format de frontul de solidificare cu axa semifabricatului ($\varphi = 90° - \alpha$); τ — timpul de solidificare; *I* — răcirea în cristalizor; *II* — răcirea secundară.

Tabelul 2

Variante / Parametrii de turnare	Q_c, m³/h	Q_I, m³/h	Q_{II}, m³/h	V_t, m/h	l, mm	Obs.
I	12—16	12—16	—	7	—	Bun
II A	16—24	—	4,62—9,9	20	900—750	Bun
	16—24	—	9,3—9,9	25	950—800	Bun
II B	20	20	6,6—9,9	20	700—600	Retasură
II C	16	16	3,9—7,8	20	—	Bun
	16	16	8,4	12	—	Retasură

Q_c este debitul de apă în cristalizor; Q_I — debitul de apă în subzona 1 a răcirii secundare; Q_{II} — debitul de apă în subzonele 2 și 3 ale răcirii secundare.

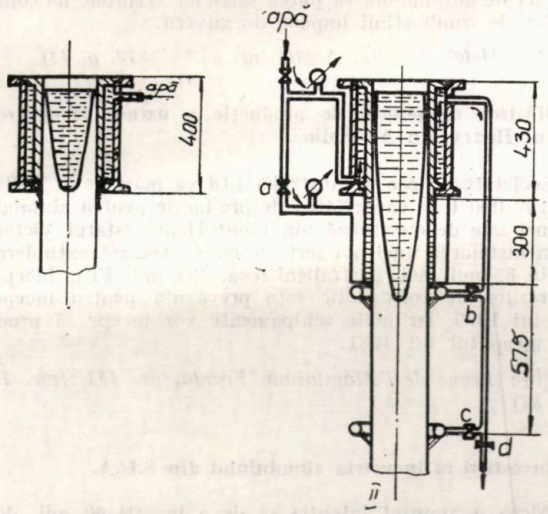


Fig. 3. Schema cristalizorului cu ieșirea apei pe semifabricat (*I*) și a cristalizorului cu răcirea secundară independentă, dispusă pe înălțimea semifabricatului (*II*):
varianta *A*: robinetele *a*, *d* deschise; *b*, *c* închise;
varianta *B*: robinetele *a*, *b* deschise; *c*, *d* închise;
varianta *C*: robinetele *a*, *c* deschise; *b*, *d* închise

Se observă că zona răcirii secundare a fost împărțită în trei subzone, ceea ce a permis ca prin reglare să se modifice viteza de turnare. În același timp din tabelul 2 se vede influența parametrilor de turnare asupra calității semifabricatelor, de unde rezultă că la modificarea parametrilor de turnare pentru a obține viteze mari de turnare trebuie avută în vedere și calitatea semifabricatelor.

Rolul mărimii zonei bifazice se observă prin condițiile de alimentare cu material lichid a retasurii. Este de preferat ca această zonă să fie cît mai mică. Mărimea zonei bifazice variază proporțional cu adîncimea conului de solidificare.

Un alt procedeu prin care se poate ridica productivitatea instalației este micșorarea temperaturii de turnare, care în același timp contribuie și la îmbunătățirea macrostructurii și proprietăților mecanice ale semifabricatelor [4].

Prin perfecționarea constructivă a cristalizorului se pot obține productivități mărite [1].

La nivelul actual al turnării continue și semicontinue a cuprului și aliajelor sale, se consideră că îmbunătățirea calității semifabricatelor în sensul asigurării unei structuri cristaline omogene, a unei suprafețe de turnare corespunzătoare și ridicarea productivității se pot realiza prin: alegerea unor condiții de elaborare și temperaturi de turnare optime; corelarea corespunzătoare a înălțimii cristalizorului și vitezei de turnare; reglarea răcirii, introducerea răcirii secundare, independentă de cristalizor și reglabilă, pentru a respecta principiul cedării continue a căldurii de către semifabricat.

BIBLIOGRAFIE

[1] Bahtiarov, R. A. *Intensificaţiia polunepreriv nogo litia slitkov alfa-latunei.* În: Ţvetnie metalli, nr. 8, 1976, p. 64—68.
[2] Kaţ, A. M. *Soverşenstvovanie neprerivnogo litia slitkov v kristalizatori skoljeniia.* În: Ţvetnie metalli, nr. 10, 1975, p. 61—63.
[3] Bahtiarov, R. A. *Klasificaţiia splavov, sposobov neprerivnogo litia i vibor optimalnih tehnologhiceskih shem proizvostva slitkov i polufabrikatov tiajelih ţvetnih metallov i ih splavov.* În: Ţvetnie metalli, nr. 11, 1975, p. 55—57.
[4] Bathiarov, R. A. *Vlianie temperaturi i skorosti litia na strukturu is svoistvo slitkov splavov na mednoi osnove.* În: Ţvetnie metalli, nr. 1, 1974, p. 68—71.
[5] Laar, T. *Az öntesi muncamod hataşa a felfoliamatoşan öntött tuşcoc cristaliserkezetere.* În: Öntöde, nr. 8, 1964, p. 176—178.
[6] Roth, V. *Über die Abkühlung des Stranges.* În: Aluminium, nr. 7—8, 1943, p. 283—291.
[7] Bahtiarov, R. A. *Proizvodstvo slitkov tiajelih ţvetnih metallov metodami polunepreriv nogo i neprerivnogo litia.* Moscova, Ţvetmetinformaţiia, 1974.
[8] Bathiarov, R. A. *Vlianie vtoricinogo ohlajdeniia na uvelicenie skorostei pri neprerivnom litie slitkov.* În: Ţvetnaia metallurghiia, nr. 3, 1973, p. 53—56.
[9] Hargitta, I. *Foliamatosan öntött rez dermedési foliamatanac vijgalata radiactiv isotoppal.* În: Kohaszat, nr. 8, 1971, p. 376—379.
[10] Marcu, P. *Utilizarea metodei autoradiografice la studiul solidificării barelor de cupru turnate prin procedeul continuu.* În: Metalurgia, nr. 7, 1975, p. 374—379.
[11] Marcu, P. *Utilizarea metodei autoradiografice pentru cercetarea formei şi adincimii frontului de solidificare în barele de cupru turnate prin procedeul continuu.* În: Metalurgia, nr. 8, 1976, p. 439—448.
[12] Guţu, M. *Turnarea continuă şi semicontinuă a materialelor metalice.* Bucureşti, Editura tehnică, 1977.

Ing. B. Varga
Întreprinderea „Metrom"—Braşov

DOCUMENTARE

Reducerea cantităţii de tablă cositorită în anul 1978

În anul 1978 producţia mondială de tablă cositorită a scăzut la 13,75 mil. t faţă de cantitatea de 14,01 mil. t în 1977. Cele mai recente cifre de la Consiliul internaţional al cositorului demonstrează că totalitatea producătorilor principali din lumea întreagă a înregistrat un declin faţă de anul precedent. În schimb, din ce în ce mai mulţi producători din ţările în curs de dezvoltare continuă să extindă producţia lor de tablă cositorită.

S.U.A. — cel mai mare producător din lume — a produs 3,99 mil. t în 1977 după o producţie de 4,23 mil. t în 1977. În Japonia s-a prevăzut o producţie de 1,79 mil. t faţă de 1,87 mil. t în anul 1977. Cei şapte mari producători din Europa Occidentală (Belgia, Franţa, R.F.G., Italia, Olanda, Spania şi Marea Britanie) şi-au redus, în general, producţia, deşi Spania — unde s-a dat în funcţiune o nouă linie electrolitică anul trecut — şi-a mărit producţia în comparaţie cu cantitatea obţinută în anul 1977, de 309 400 t.

Şi Olanda înregistrează o uşoară creştere dar producţia de tablă cositorită a Belgiei a scăzut simţitor la 289 200 t faţă de 362 600 t, obţinute în anul precedent. În Australia, producţia a scăzut la 328 800 t în comparaţie cu cele 352 600 t înregistrate în anul 1977.

În schimb, s-au observat creşteri simţitoare în producţia de tablă cositorită a Braziliei (501 400 t faţă de 461 700 t în 1977 şi 319 600 t în 1976) şi a Coreei de Sud (93 mii t faţă de 50 mii t în anul 1977).

(În: *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6393, 1979, p. 41*)

Necesar mai scăzut de oţel pentru automobile după anul 1985?

Oţelul va continua să ocupe un loc în construcţia de vehicule după anul 1985, dar extinderea utilizării fibrelor de sticlă şi a polimerilor va duce la reducerea cantităţii de oţel folosite. În cursul unei conferinţe ţinute la Birmingham, la sediul Metals Society, directorul departamentului Materials Science and Engineering, de la Institutul de tehnologie din Massachusetts, a afirmat că rigiditatea şi rezistenţa structurală a oţelurilor slab aliate, cum ar fi în cazul oţelurilor cu „fază duală" puse la punct de japonezi, ar constitui garanţii pentru utilizarea în continuare a oţelului la fabricarea automobilelor, deşi într-o măsură mai mică.

De asemenea, el a adăugat că economia de combustibil propusă de guvernul american ar însemna să ducă la reducerea substanţială a greutăţii autoturismelor, astfel, pentru a-şi putea menţine poziţia pe piaţă, oţelul trebuie să devină mai rezistent, permiţînd o reducere a grosimii şi a greutăţii.

S-au pus la punct oţeluri slab aliate de înaltă rezistenţă pentru industria automobilelor: în anul 1978 ele au reprezentat numai 3% din materialele utilizate în fabricarea vehiculelor în S.U.A. (faţă de 59% oţeluri obişnuite), iar pînă în anul 1985 procentul va creşte la 10%, în timp ce utilizarea oţelurilor obişnuite va scădea la 49%. Pînă atunci industria americană de automobile va putea satisface cerinţele de consum redus de combustibil impuse de guvern.

(În: *Metal Bulletin, Anglia, nr. 6393, 1979, p. 41*)

Mărirea capacităţii de producţie a uzinei de electroliză Point Henry din Australia

Societatea Alcoa of Australia Ltd va mări de la 100 000 la 157 000 t/an capacitatea de producţie pentru aluminiu a uzinei sale de electroliză din Point Henry (statul Victoria), prin instalarea unei noi serii de cuve. Această extindere va costa 85 mil. dol. australieni (cca. 425 mil. FF). Începerea lucrărilor de construcţie este prevăzută pentru începutul anului 1979, iar noile echipamente vor începe să producă la începutul lui 1981.

(În: *Revue de l'Aluminium, Franţa, nr. 481, febr. 1979, p. 64*)

Investiţii în industria aluminiului din S.U.A.

Alcoa a anunţat intenţia sa de a investi 60 mil. dolari pentru modernizarea uzinei de alumină de la Mobile (Alabama). Proiectul va cuprinde extinderea capacităţii uzinei şi înlocuirea a trei din cele patru baterii de autoclave existente, precum şi a sistemului de distribuţie a electricităţii în uzină. Capacitatea de producţie pentru hidrat de alumină va fi mărită cu 68 000 t/an. Producţia aluminiului de primă fuziune pentru 1978 este estimată la 4 338 600 t, adică o creştere de 5,4% faţă de producţia anului 1977.

Preşedintele societăţii Alcoa prevede că în 1979 livrările de aluminiu ale Statelor Unite vor prezenta o creştere moderată în raport cu 1978; probabil că va fi necesară o creştere a importurilor pentru satisfacerea cererii interne scontate. Conform acestei păreri, livrările pe piaţa internă ar trebui să crească într-un ritm mediu anual de 4% pînă la sfîrşitul primilor ani ai deceniului al 9-lea.

Costul programului de investiții al societății Kaiser Aluminium pentru Ravenswood (Virginia de Vest) se va ridica la 18 mil. dol. și va cuprinde modernizarea și extinderea secțiilor de prelucrare (table obișnuite și uși). Încheierea lucrărilor este prevăzută pentru 1980.

Divizia Cadillac a societății General Motors Corp. a pus la punct un program de fabricație pentru un nou motor mic V 8, care ar utiliza un bloc cilindric din aluminiu.

(În : *Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 481, febr. 1979, p. 64*)

ILAFA-COAL 79
(Bogota, Columbia, aprilie 1979)

Instituto Latinoamericano del Fierro yel Acero (ILAFA) a organizat la Bogota, între 22 și 26 aprilie 1979, un congres al cărbunelui în industria metalurgică și siderurgică.

Principalele subiecte dezbătute au fost următoarele :

— Situația actuală și perspectivele industriei cărbunelui.
— Fabricarea cocsului.
— Aprovizionarea și piața.
— Contractele pe termen lung, caracteristicile și importanța lor în aprovizionarea cu cărbune de cocs.

Simpozionul de automatizare a extracției și tratamentului minereurilor și metalelor

(Montréal, 18—20 august 1980)

Temele manifestării :

— Prepararea minereurilor și metalurgia extractivă (concasare și flotare, aglomerare, valorificare, reducere directă, electroliză, pirometalurgie, prăjire).

— Elaborarea metalelor (feroase și neferoase, cuptoare de încălzire, laminoare, turnare continuă).

— Calculatoare și sisteme de comandă (transmiterea datelor, sisteme de comandă distribuită, monitor de timp real, limbajul de programare și de aplicare).

— Echipamentul periferic (tehnici de măsurare a proceselor, captatoare, achiziționarea datelor, telemăsurători).

— Teoria comenzii (identificare, modelare, optimizare, algoritmi de comandă a proceselor).

— Ingineria sistemelor (fiabilitate, factori umani, metoda sistemelor integrate, sisteme de comandă prin calculator).

Limbile manifestării : franceză și engleză cu traducere simultană.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S. nr. 6, 1979

Soluții tehnice privind proiectarea secțiilor de preparare a cărbunelui, p. 10 — *Dezvoltarea construcțiilor de cuptoare de cocs,* p. 15 — *Stingerea uscată a cocsului,* p. 19 — *Îmbunătățirea condițiilor igienico-sanitare de lucru în cocserii,* p. 22 — *Noi soluții tehnice la proiectele secțiilor de captare și prelucrare a produselor chimice de cocsificare,* p. 24 — *Perfecționarea construcției mașinilor și utilajelor de la bateriile de cocs,* p.32 — *Motorul electric în execuția antideflagrantă a autodozatorului cu alimentare pe bandă,* p. 38 — *Studii în domeniul mecanizării și automatizării producției cocsochimice,* p. 40 — *Automatizarea proceselor de încărcare a buncărului de cărbune,* p. 44 — *Problemele economice ale dezvoltării industriei cocsochimice din U.R.S.S.,* p. 46— *Evaluarea economică a producției de gaz reducător, cu utilizarea instalației de stingere uscată a cocsului,* p. 48 — *Proiectarea de machete și modele și creșterea calității proiectelor,* p. 50 — *Soluții tehnice de îmbunătățire a caracteristicii sanitare a producției cocsochimice,* p. 52.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 5, 1979

Eficiența sortării aglomeratului cu bazicitate ridicată, p. 9 — *Îmbunătățirea indicatorilor tehnico-economici ai funcționării furnalului, prin utilizarea zgurelor silicoaluminoase,* p. 10 — *Controlul operativ al compoziției fontei realizat prin analiza roentgeno-spectrală,* p. 13 — *Izolarea termică a preîncălzitoarelor de aer, cu materiale fibroase,* p. 15 — *Creșterea calității oțelului 16G2SAF,* p. 17 — *Creșterea calității oțelului pentru șine,* p. 21 — *Producția de semifabricate pentru laminorul de profile comerciale 450,* p. 26 — *Modernizarea utilajului pentru partea de bobinare a laminorului 250,* p. 28 — *Introducerea mașinii de curățare cu flacără în secțiile de laminoare degrosisoare OHMK,* p. 30 — *Curățarea utilajului de laminare cu dispozitive de curățare cu jeturi de apă,* p. 31 — *Automatizarea controlului cu ultrasunete al calității țevilor laminate la rece, cu diametru mare,* p. 32 — *Preepurarea apelor reziduale, care conțin ulei și arseni, ale laminoarelor la cald și a mașinilor de turnare continuă a semifabricatelor,* p. 39.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 6. 1979

Stabilizarea automată a înălțimii stratului de încărcătură pe banda de aglomerare, p. 10 — *Măsurarea nivelului materialelor de încărcătură în furnal cu nivelmetrul radiometric,* p. 12 — *Indicarea de la distanță și înregistrarea funcționării pistonului mașinii electrice de astupat gurile de scurgere ale furnalului,* p. 14 — *Sistemul de control cu radioizotopi al nivelului prafului în desprăfuitor,* p. 16 — *Noi mijloace de automatizare pentru oțelării,* p. 20 — *Automatizarea cîntarelor-melanjor la combinatul metalurgic din Orsk-Halikovsk,* p. 21 — *Sistemul de control al poziției lăncii de oxigen pentru secțiile de convertizoare,* p. 22 — *Problemele creșterii vitezei de tragere a semifabricatelor turnate continuu,* p. 23 — *Controlul nedistructiv al pieselor utilajului tehnologic,* p. 25 — *Răcirea probelor de oțel în diverse medii,* p. 26 — *Mecanizarea complexă a secției de finisare la laminorul 450,* p. 30 — *Introducerea sistemului automat de determinare a masei teoretice la agregatul de tăiere transversală a rulourilor,* p. 33 — *Controlul nedistructiv al conductelor de petrol și gaze de mare diametru,* p. 35 — *Fotoreleu rezistent la paraziți,* p. 37 — *Tăierea țevilor cu foarfecele volant,* p. 38 — *Instalația pentru formarea fațetelor interioare la țevile de tubaj,* p. 39.

Iz. VUZ. Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 6, 1979

Termodinamica sistemelor oxid-fluorură. Sistemul CaO-CaF_2-Al_2O_3, p.5 — *Corelația între temperatura începutului interacțiunii oxizilor cu carbonul și modificarea standard a energiei Gibbs, la disocierea oxizilor în oxizi inferiori și atomi de oxigen,* p. 10 — *Cercetarea tensiunilor în sistemul magnetit-fayalit,* p. 13 — *Distribuirea presiunii verticale a materialului friabil pe secțiunea recipientului cilindric și modelul furnalului* p. 17 — *Proprietățile fizico-chimice ale cocsului de furnal,* p. 21 — *Parametrii stării de tensiune a peletelor din sistemul hematit-magnetit-ferită de calciu,* p. 26 — *Cercetarea proceselor în zona interacțiunii, la suflarea metalului prin lancea cu multe canale,* p. 32 — *Optimizarea conținutului de carbon al încărcăturii reci la standardizarea elaborării în convertizoare cu insuflare de oxigen (prelucrare experimental-statistică),* p. 37 — *Repartizarea echilibrată a aluminiului între aliajele fierului cu siliciul și zgurele sintetice,* p. 43 — *Starea de tensiune-deformare a metalului la perforarea închisă la cald,* p. 48 — *Starea de tensiune-deformare a rulourilor de benzi laminate la rece,* p. 52 — *Echilibrul vertical al forfelor la laminare și la distribuirea degroșării între cilindrii calibrului închis pentru profile grele,* p. 56 — *Deformarea și degradarea oțelului pentru șine la solicitarea rapidă la tracțiune,* p. 61 — *Influența deformării în afara contactului asupra condițiilor de antrenare a lubrifiantului la tragere,* p. 65 — *Deformarea lingourilor din oțel carbon la blumînguri,* p. 69 — *Repartizarea zonelor de structură ale lingoului în elementele roților de cale ferată și aprecierea calității lor,* p. 74 — *Studierea formării fisurilor în timpul solicitării ciclice a*

oțelului pentru șine, p. 78 — *Mecanismul formării stratului protector pe bază de carburi la oțelurile în prealabil zincate*, p. 82 — *Cîteva probleme privind influența segregației dendritice asupra transformărilor din oțelurile inoxidabile martensitice îmbătrînibile de tip EP678*, p. 86 — *Structura fină a secțiunilor grafitului sferoidal și particularitățile decapării lor ionice*, p. 90 — *Influența asupra calității pieselor turnate, a oxidării oțelului lichid 20GL la turnare*, p. 94 — *Influența deformării preliminare la cald asupra formării structurii matricei fontei de înaltă rezistență în timpul tratamentului termic*, p. 100 — *Modelul structurii amestecului de formare friabil unic*, p. 105 — *Influența rigidității blocării asupra comportării fontei la obosală termică*, p. 108 — *Problema dimensiunilor cuptoarelor cu cuvă, care funcționează în condițiile lipsei fazei solide în zona de topire*, p. 112 — *Circulația jetului de gaz în cuptorul cu cuvă în cruce și contracurent*, p. 115 — *Influența profilului asupra neuniformității distribuirii gazului în furnal*, p. 119 — *Optimizarea modelului dinamic al perioadei de tratare a băii de topire a oțelului*, p. 123 — *Autostabilizarea procesului de decarburare în cazul insuflării combinate*, p. 128 — *Bazele modelării natural-matematice*, p. 131 — *Optimizarea conducerii grupei de caupere la furnal, prin utilizarea modelelor și metodelor programării neliniare*, p. 136 — *Algoritmul de corectare programată pentru dozarea porționată a materialelor*, p. 140 — *Sistem de comandă cu acționare electrică a cajei finisoare la laminorul continuu de semifabricate*, p. 144 — *Aprecierea influenței repartiției inegale periferice a încărcăturii asupra caracterului încărcării în gura de alimentare a furnalului*, p. 147 — *Crearea sistemului de norme calendaristice ale productivității utilajului secției de tragere a țevilor*, p. 150 — *Optimizarea modelului dinamic de comandă pentru fabricarea țevilor trase. A doua comunicare*, p. 154.

Stal, U.R.S.S., nr. 5, 1979

Rezultatele asimilării liniei tehnologice de înaltă productivitate pentru fabricarea peletelor din minereu de fier tratate cu fondanți la Combinatul de îngrășăminte a minereului din Mihailovsk, p. 325 — *Influența combustibilului sub formă de praf de cărbune asupra temperaturii și a compoziției chimice a fontei*, p. 328 — *Funcționarea furnalului cu utilizarea aglomeratului de înaltă bazicitate lipsit de mărunt*, p. 332 — *Cercetarea construcției perfecționate a gurii de vînt a furnalului în condițiile uzinei metalurgice din Cerepoveț*, p. 334 — *Influența poziției lăncii de oxigen asupra unor parametri ai șarjei de convertizor*, p. 336 — *Elaborarea oțelului în cuptoarele tandem de la Combinatul metalurgic din Magnitogorsk*, p. 338 — *Cercetarea modificării oxidării și a mecanismului decarburării metalului în cuptoarele Martin de 600 t*, p. 339 — *Cercetarea structurii și a neomogenității chimice a lingourilor lărgite la partea inferioară și la cea superioară din oțel necalmat*, p. 341 — *Utilizarea cromului pentru mărirea rezistenței lingotierelor*, p. 344 — *Apărători și capete de protecție ale termocuplurilor pentru măsurarea continuă a temperaturii diverselor medii în siderurgie*, p. 346 — *Căile de reducere a consumurilor materiale la elaborarea oțelului electric*, p. 349 — *Încercări de utilizare a cuarțitelor de Tekturmask la elaborarea ferosiliciului*, p. 353 — *Fabricarea tablei laminate la rece la laminorul 1 700 al Combinatului metalurgic din Karaganda*, p. 335 — *Ridicarea calității profilelor laminate îndoite*, p. 359 — *Profilarea cilindrilor laminorului cu 20 de cilindri*, p. 361 — *Îmbunătățirea proprietăților mecanice ale oțelului 10HSND prin metoda laminării controlate*, p. 363 — *Exploatarea traductoarelor cu tensorezistori pentru controlul efortului de laminare la blumingul 1 500 de la Combinatul metalurgic Nijnii Taghil*, p. 365 — *Asimilarea fabricației profilelor economice pentru rame de ferestre*, p. 366 — *Protecția anticorosivă a țevilor cu acoperiri metalice*, p. 369 — *Utilizarea metodelor controlului statistic nedistructiv de recepție pentru țevi în locul încercărilor hidraulice*, p. 371 — *Limita admisibilă de alungire la trefilarea sîrmei bimetalice*, p. 375 — *Analiza încălzirii lubrifiantului în dispozitivul de trefilare umedă*, p. 376 — *Tratamentul termomecanic al profilului laminat din oțeluri rezistente la coroziune*, p. 377 — *Particularitățile de fabricare a oțelului de automate rezistent la coroziune 16H16N3M AD*, p. 379 — *Calitatea tablei pentru automobile, laminată la rece din oțel de convertizor*, p. 381 — *Influența naturii și a dimensiunii incluziunilor nemetalice asupra dezvoltării microfisurilor de oboseală în oțelurile pentru rulmenți*, p. 384 — *Influența deformării la cald asupra transformării austenitei în oțelul de construcții, în timpul răcirii continue*, p. 382 — *Trecerea trusturilor de reparații la un nou sistem de planificare și stimulare economică*, p. 389 — *Încălzirea în două stadii a semifabricatelor în cuptorul cu vatră pășitoare și cu captare centrală a produselor de ardere*, p. 391 — *Experiența de reglare și asimilare a instalațiilor de utilizare a surselor secundare de energie*, p. 393.

Stal, U.R.S.S., nr. 6, 1979

Direcțiile de bază ale reducerii emisiunilor nocive de praf și gaz în producția de furnal, p. 405 — *Măsuri de protecție a atmosferei împotriva emisiunilor nocive, la prelucrarea primară a zgurelor de furnal*, p. 406 — *Perfecționarea canalelor de aspirație a aerului la turbocompresoarele pentru vîntul de furnal*, p. 407 — *Cercetările aerodinamicii și ale cîmpurilor de temperatură la duzele preîncălzitoarelor de aer ale furnalelor*, p. 408 — *Cercetarea influenței cîmpului acustic din convertizor asupra antrenării prafului cu gazele de evacuare în timpul suflării*, p. 410 — *Scăderea degajării de gaz și praf în producția de convertizor cu insuflare de oxigen*, p. 412 — *Metode moderne de epurare a gazelor de convertizor și a degajărilor dezordonate*, p. 413 — *Metodele de eliminare a degajărilor de praf și gaze din cuptoarele tandem*, p. 415 — *Reducerea degajărilor tehnologice din cuptoarele Martin și cuptoarele tandem de elaborare a oțelului*, p. 417 — *Sisteme de deviere și de epurare a prafului din gazele de la cuptoarele electrice de mare capacitate*, p. 420 — *Sistemele cu recirculare a lichidelor de ungere și răcire a laminoarelor la rece, cu utilizarea uleiurilor captate*, p. 426 — *Determinarea experimentală a tensiunii la laminorul 2 000 pentru laminarea la cald*, p. 430 — *Eficiența perfecționării calibrării cilindrilor laminoarelor de profile*, p. 432 — *Pretensionarea cajei finisoare a laminorului 850 pentru profile grele*, p. 434 — *Subțierea capetelor țevilor în laminorul continuu*, p. 437 — *Mecanizarea operațiilor cu volum mare de muncă în producția de produse metalice mărunte*, p. 441 — *Utilizarea metodei de răsucire la cald pentru determinarea presiunii specifice, la laminarea la cald a aliajelor prețioase*, p. 445 — *Tabla laminată bimetalică rezistentă la coroziune*, p. 446 — *Influența incluziunilor nemetalice asupra rezistenței la oboseală a oțelului, după întărirea superficială*, p. 450 — *Influența efectului termic asupra caracteristicilor de calitate ale oțelului P6M5*, p. 453 — *Investiții capitale specifice privind măsurile de protecție a atmosferei împotriva emisiunilor nocive ale uzinelor metalurgice cu ciclu complex*, p. 456 — *Sistem optim de comandă a încălzirii lingourilor în cuptoarele adînci de încălzire cu recuperare*, p. 459 — *Călirea tablelor groase în mașina cu role cu autorevenire ulterioară*, p. 461 — *Căile de reducere a emisiunilor dăunătoare în atmosferă, cu ajutorul instalațiilor de cazane de abur din siderurgie*, p. 462 — *Starea actuală și perspectivele de dezvoltare a gospodăririi apelor în uzinele metalurgice*, p. 464 — *Utilizarea filtrelor cu umplutură de polistiren expandat flotant pentru epurarea suplimentară a apelor reziduale de la uzinele metalurgice*, p. 466 — *Soluții tehnice moderne de epurare a apelor reziduale de impurități mecanice și de uleiuri utilizate în uzinele siderurgice*, p. 468 — *Prevenirea depunerilor dense de săruri în sistemele de alimentare cu apă de retur a agregatelor metalurgice*, p. 470 — *Desalinizarea apelor reziduale mineralizate de la uzinele metalurgice*, p. 472 — *Schema rațională a pregătirii apelor reziduale urbane, pentru utilizarea lor în întreprinderile siderurgice*, p. 474 — *Problemele proiectării privind protecția mediului ambiant al uzinelor metalurgice din Uralul de Sud*, p. 475 — *Reducerea emisiunilor nocive prin perfecționarea proceselor tehnologice și a construcției agregatelor*, p. 476.

Stahl und Eisen, R. F. G., nr. 11, 1979

Cuplarea gazificării lignitului și reducerea minereurilor de fier, p. 543 — *Îndepărtarea alcaliilor la prelucrarea prafurilor siderurgice în cuptoarele tubulare rotative*, p. 549 — *Recoacerea la alb a țevilor din oțel crom-nichel și car-*

bon cu răcire rapidă, p. 555 — *Emisiunea de zgomot la instalațiile din oțelăriile electrice*, p. 562 — *Distribuția zgomotului în halele de fabricație prin calcularea prealabilă a diminuării nivelului sonor*, p. 569.

Stahl und Eisen, R. F.G., nr. 12, 1979

De la materia primă la lingoul de oțel, p. 599 — *Progrese în domeniul producerii metalelor neferoase*, p. 607 — *Direcții de dezvoltare a tehnicii furnalului reprezentate prin exemple din industria R.F.G.*, p. 616 — *De la lingou la semifabricat*, p. 625 — *Considerații asupra automatizării și cercetării în domeniul forjării libere în R.F.G.*, p. 635 — *Proprietățile mecanice ale structurilor duplex și structura de dispersie în oțelurile aliate cu nichel*, p. 643.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 5, 1979

Efectele de dilatație la transformarea martensitică $\gamma \rightarrow \varepsilon$ *sub influența tensiunii externe*, p. 161 — *Legătura dintre structură și proprietățile mecanice ale oțelurilor metastabile austenitice mangan- (crom + nichel)*, p. 166 — *Modificările structurale la recoacerea de punere în soluție a oțelurilor Mn 18 Cr 4 V*, p. 171 — *Caracteristicile de mecanica ruperii ale oțelului de îmbunătățire 50CrV4 în funcție de temperatura de revenire*, p. 176 — *Metodă de determinare a propagării fisurilor pentru determinarea parametrilor în mecanica ruperii*, p. 180 — *Contribuție la comportarea la deformare la sarcini repetate în funcție de predeformare și compoziția materialului*, p. 182 — *Coeficienții de distribuție a tantalului și wolframului la topirea zonală cu fascicul de electroni*, p. 185 — *Influența sulfului asupra proprietăților oțelurilor aliate*, p. 191 — *Influența compoziției chimice și a timpului de răcire asupra comportării la transformare și a proprietăților mecanice și tehnologice a oțelurilor nealiate și slab aliate, ținînd seamă de efectul ciclurilor termice de sudură*, p. 192 — *Caracterizarea cantitativă a sistemelor de rupere în straturile superficiale, cu ajutorul analizatorului Epiquant*, p. 194 — *Al III-lea Simpozion internațional asupra controlului ultrasonic*, p. 195.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 6, 1979

Utilizarea minereului din Brazilia și aderența în furnal, p. 201 — *Simularea pe calculator a proceselor de topire din cuptoarele electrice cu arc*, p. 205 — *Un algoritm statistic pentru controlul perioadei de topire în cuptorul electric cu arc*, p. 210 — *Considerații asupra proceselor de producere a oțelurilor inoxidabile și antiacide*, p. 214 — *Procedee de injectare a pulberilor în băile de oțel*, p. 217 — *Experiențe cu o instalație de sablare pentru curățarea lingotierelor*, p. 223 — *Contribuție la determinarea activității băilor de oxizi din sistemul* $PbO-Bi_2O_3$, p. 225 — *Cercetări asupra suprafeței epruvetelor prelucrate electrochimic cu ajutorul spectroscopiei electronice Anger*, p. 228 — *A 4-a Sesiune tehnico-științifică cu tema „Metode moderne de analiză în metalurgie"*, p. 237.

Steel Times, Anglia, nr. 10, 1978

Supraîncălzirea utilizată la fabricarea oțelului prin procedeul insuflării oxigenului, p. 859 — *Controlul și aparatura din uzine*, p. 860 — *Automatizarea analizelor în laborator, la uzinele Ravenscraig*, p. 860 — *Temperaturile și toleranțele dispozitivului de control al aparaturilor pentru banda de oțel laminată, la compania British Steel Corporation*, p. 864 — *Măsurarea temperaturii oțelului lichid*, p. 867 — *Orientări recente înregistrate în spectroscopia de emisie pentru controlul calității*, p. 869 — *Sistemele de control al procesului centralizat în industria metalurgică*, p. 873 — *Sistemul de cîntărire cu celulă cu sarcină, în uzine*, p. 874 — *Descrierea sistemului de cîntărire utilizînd un controler de programare, pentru un cuptor încărcat cu skipul*, p. 880 — *Măsurarea rapidă a temperaturii în timpul funcționării*, p. 888 — *Hidraulica asigură un control exact, sigur în funcționare la uzinele Tinsley Park ale companiei BSC Stainless*, p. 981 — *Noua linie de acoperire cu aliaj de plumb și staniu de la uzinele Cookley ale companiei British Steel Corporation*, p. 896 — *Refractarele și procedeele de fabricare a oțelului. Procedee și perspective*, p. 903 — *Căpușeli răcite cu apă pentru cuptoarele electrice cu arc*, p. 912.

Steel Times, Anglia, nr. 11, 1978

Fluide utilizate în instalațiile și procesele din siderurgie, p. 954 — *Punerea în funcțiune a slebingului de 6 mil. £, la B.S.C.*, p. 959 — *Automatizarea uzinelor*, p. 963 — *Potențialul disponibil pentru camioanele articulate în industria oțelului*, p. 969 — *Un studiu al transportoarelor și alimentatoarelor vibratoare*, p. 970 — *Operațiile din uzină care necesită utilizarea macaralei*, p. 983 — *Cîntărirea a 900 t în douăzeci de minute*, p. 985 — *Aspecte electrice ale manipulării mecanice în industria oțelului*, p. 989 — *Compania British Steel Corporation realizează economii prin utilizarea conveioarelor Bowmaker*, p. 990 — *Extragerea prafului și transportarea acestuia de la colectoarele uscate cu jet de gaz*, p. 992 — *Controlul prin radio utilizat la dirijarea productivității în industria oțelului*, p. 994 — *Țiglele din alumină rezolvă problemele de manipulare cele mai dificile din industria oțelului*, p. 1001.

Steel Times, Anglia, nr. 3, 1979

Fabricare în funcție de criteriile contractului, p. 24 — *Construirea unei uzine peste ocean, partea a 3-a — Construirea și punerea în funcțiune*, p. 30 — *Uddeholm — Istoria unei companii*, p. 44 — *Laminor cu comandă hidraulică de poziție și dispozitiv de calibrare automat*, p. 62 — *Bandă subțire laminată pentru cuțite*, p. 69 — *O trecere în revistă a sistemelor automate de control pentru laminoarele tandem la rece*, p. 78 — *Metec 79 — Expoziția și congresul internațional pentru tehnologie și echipament metalurgic*, p. 87.

Hutnik, Polonia, nr. 5, 1979

Influența conținutului de cenușă în cocs asupra consumului și productivității furnalului determinată pe baza datelor din practica industrială, p. 194 — *Profilarea muchiilor bramelor*, p. 197 — *Determinarea capacității oțelului de a fi perforat la laminoarele oblice cu doi cilindri*, p. 202 — *Problemele utilizării gazelor de la convertizoarele cu oxigen*, p. 205 — *Prelucrarea zgurelor de furnal și de oțelărie*, p. 215.

Revue de Métallurgie, Franța, nr. 3 1979

Laminarea controlată a produselor plate, p. 149 — *Avantajele economice și metalurgice ale procedeului de laminare controlată pentru fabricarea tablelor din oțel cu limită de elasticitate înaltă*, p. 157 — *Încălzirea la temperatură joasă și laminarea controlată. Mijloace de optimizare a compromisului limită de elasticitate-rezilință al oțelurilor microaliate*, p. 171 — *Tratamente termomecanice aplicate oțelurilor cu Ni pentru utilizări la temperatură joasă*, p. 183 — *Posibilități de economisire a energiei la fabricarea barelor și a sîrmei laminate prin utilizarea unei tehnologii noi*, p. 193.

Revue de Métallurgie, Franța, nr. 4, 1979

Noua oțelărie LWS de la SOLLAC, p. 211 — *Automatizarea prin calculator a oțelăriei de la Metallurgique de Normandie*, p. 221 — *Procedeul IRSID de turnare continuă magnetorotativă pentru produse rotunde și pătrate. Rezultatele industriale de la oțelăria EBV din Eschweiler*, p. 235 — *Procedeul IRSID de comandă optimă a laminării produselor plate la cald prin calculatorul de proces*, p. 253 — *Măsurarea lungimii bramelor la uzina Cockerill din Rehon*, p. 257 — *Aportul ingineriei pentru instalarea liniilor de turnare continuă, o investiție bună (ciclu)*, p. 259 — *Alegerea și amplasarea echipamentelor siderurgice*, p. 260 — *Concepția circuitelor de răcire*, p. 263 — *Fundațiile pentru linia de turnare continuă*, p. 266 — *Un exemplu de realizare a șarpantelor metalice pentru instalarea unei linii de turnare continuă într-o oțelărie existentă*, p. 268 — *Ce nivel de automatizare trebuie adoptat?* p. 269 — *Controlul fabricațiilor*, p. 271 — *Rolul echipei „șantier"*, p. 273 — *Dosarele — mașină*, p. 274 — *Coordonarea proiectului de buget și a planificării*, p. 276 — *Liniile de acoperire prin vopsire și problemele economiei de energie și ale mediului înconjurător*, p. 279.

Aciers Spéciaux, Franța, nr 46, mai 1979

Calitatea produselor lungi din oțeluri inoxidabile adaptată exigențelor de prelucrare prin deformare la rece, p. 3 — *Prelucrabilitatea oțelurilor inoxidabile. Influența condițiilor de finisare*, p. 9 — *Finisarea oțelurilor pentru construcții meca-*

nice destinate punerii în lucru prin prelucrare mecanică, p. 17 — *Prezentarea unei linii automate de control automat pentru barele destinate unei prelucrări ulterioare prin cojire sau rectificare*, p. 27.

Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 481 febr. 1979

Piața Comună a semifabricatelor din aluminiu, p. 49 — *Iugoslavia — Un echilibru dificil — Comerțul exterior cu aluminiu în 1977, comparat cu anul 1976*, p. 57 — *Combinatul de alumină-aluminiu de la San Ciprian*, p. 60 — *Profile închise de înaltă rezistență obținute prin extrudare*, p. 77 — *Controlul structurilor de solidificare și al proprietăților aliajelor Al-Si*, p. 85.

Prof. univ. ing.

ȘTEFAN MANTEA

În ziua de 27 aprilie 1979 a încetat din viață profesorul universitar inginer Ștefan Mantea, una din personalitățile reprezentative ale științei și tehnicii metalurgice din țara noastră.

Născut în iunie 1904 în localitatea Plenița, după absolvirea studiilor medii la liceul din Craiova a urmat cursurile Facultății de Mine și Metalurgie din cadrul Școlii Politehnice din București, obținînd diploma de inginer în anul 1928.

La 1 noiembrie 1929 este numit asistent la Politehnica din București, specialitatea metalurgie, unde și-a desfășurat activitatea pînă în ultima zi a vieții, parcurgînd toate treptele ierarhice din învățămîntul superior, îndeplinind succesiv sarcini de asistent, șef de lucrări, conferențiar, profesor, șef de catedră, profesor consultant.

Colaborator apropiat al academicianului Traian Negrescu și succesor al acestuia la conducerea Catedrei de metalurgie fizică a avut o contribuție remarcabilă la crearea și dezvoltarea învățămîntului superior metalurgic din țara noastră și în special în domeniul metalurgiei metalelor neferoase, metalurgiei fizice și tratamentelor termice.

În cei 50 de ani închinați învățămîntului superior metalurgic prof. Ștefan Mantea a predat cursuri de : metalografie, metale și aliaje neferoase, siderurgie, metalurgie fizică și tratamente termice și a îndrumat cu pasiune mulți tineri ingineri în perfecționarea pregătirii lor la doctorat, contribuind astfel la formarea a numeroase cadre tehnice și de cercetare cu cea mai înaltă calificare.

Prin calmul și competența sa profesională, prin spiritul de desăvîrșit pedagog profesorul Ștefan Mantea a reușit să sădească în inimile multor generații de studenți și doctoranzi, care l-au avut ca dascăl, dragostea pentru tainele și frumusețea metalurgiei, în special a metalurgiei fizice și tratamentelor termice, făcîndu-i să înțeleagă că profesia de metalurg reprezintă mult mai mult decît măreața luptă a omului cu focul și metalul incandescent.

Concomitent a colaborat activ la înființarea și organizarea laboratorului de metalurgie fizică din cadrul Politehnicii din București, primul laborator de acest fel din țara noastră.

Paralel cu activitatea didactică, profesorul universitar inginer Ștefan Mantea a desfășurat o bogată și valoroasă activitate științifică, tehnică și organizatorică, ocupînd funcții de răspundere în instituții ca : Ministerul Metalurgiei, Institutul de cercetări ICEPROM al Ministerului Metalurgiei și la Academia R.S.R. (Institutul de metalurgie și mecanică aplicată) și apoi la Centrul de cercetări metalurgice, al cărui director a fost.

Activitatea științifică a profesorului Ștefan Mantea s-a concretizat în studii și cercetări științifice, cercetări de laborator și industriale, monografii și lucrări de sinteză, din domeniile metalurgiei fizice, metalurgiei extractive, industriei carbonifere și energiei atomice.

În laborioasa sa muncă de cercetare științifică profesorul Ștefan Mantea a obținut rezultate remarcabile în domeniile : metalurgiei magneziului, metalurgiei cuprului și aliajelor pe bază de cupru și tratamentelor termice.

Pentru meritele sale deosebite i s-a acordat Ordinul Muncii cl. a III-a.

Dispariția fulgerătoare a profesorului universitar inginer Ștefan Mantea constituie o grea pierdere pentru învățămîntul și cercetarea metalurgică românească.

CONDIŢII DE PREZENTARE A MANUSCRISELOR PENTRU REVISTA „METALURGIA"

1. *Textul* unui articol să nu depăşească 10 pagini de 2 000 semne la două rînduri.

2. Articolul se *dactilografiază* la două rînduri, pe o singură faţă a filei. Formulele se scriu clar, cu semnele matematice şi literele conform STAS.

3. Articolul va fi însoţit de un *rezumat* pe o filă separată.

4. *Desenele* se execută în tuş pe calc. *Figurile foto* trebuie să fie clare şi cu contrast pronunţat.

5. *Figurile* şi *tabelele* se menţionează în text. Articolul va fi însoţit de un borderou de figuri dactilografiat pe o pagină separată.

6. *Tabelele* se dactilografiază pe pagini separate (în text se va indica locul acestora).

7. *Bibliografia* se prezintă în conformitate cu STAS nr. 6158—60.

Cărţi : numele autorului, iniţiala prenumelui autorului, titlul cărţii (la lucrările străine se va indica titlul în original), oraşul în care a apărut lucrarea, editura, anul apariţiei, pagina la care se trimite sau prima şi ultima pagină a fragmentului.

Periodice : numele autorului, iniţiala prenumelui autorului, titlul articolului (la lucrările străine se va indica titlul în original), titlul periodicului, numărul de ordine al periodicului, anul de apariţie, prima şi ultima pagină a fragmentului citat.

Bibliografia se va dactilografia de asemenea pe o pagină separată de text.

8. Predarea la redacţie a manuscrisului dactilografiat se va face în două exemplare (un original şi o copie).

Desenele pe calc şi fotografiile se dau într-un singur exemplar.

9. Autorul trebuie să garanteze conţinutul ştiinţific al articolului. În timpul fazelor redacţionale şi tipografice nu se admit intervenţii în text.

10. Manuscrisele predate redacţiei nu se mai restituie autorului, chiar dacă nu se publică.

Materialele, prezentate conform indicaţiilor de mai sus, se primesc la redacţia revistei „Metalurgia", la următoarea adresă :

ICEM — Oficiul de informare documentară pentru industria metalurgică Bucureşti, str. Mendeleev nr. 21—25, sect. 1, cod 70168.

Informaţii şi relaţii se pot obţine la telefonul 59.49.90.

Întreprinderea de țevi
REPUBLICA – București

Întreprinderea metalurgică
Iași

Întreprinderea de țevi
Roman

Întreprinderea de sîrmă
și produse din sîrmă
Buzău

Industria sîrmei
Cimpia Turzii

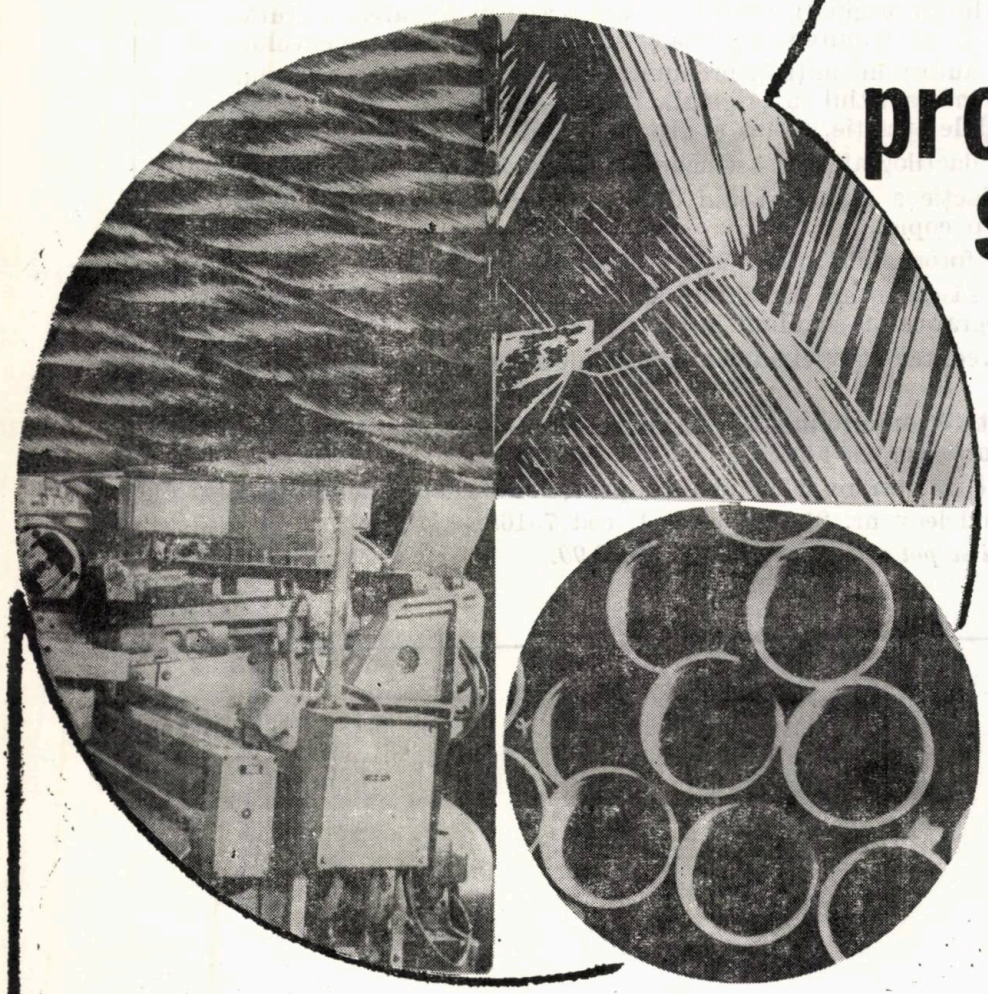
Uzina
CABLUL ROMÂNESC
Ploiești

Întreprinderea
LAMINORUL – Brăila

Întreprinderea
metalurgică – Aiud

Întreprinderea
de sîrmă, cuie și lanțuri
Galați

CENTRALA INDUSTRIALĂ DE PRELUCRĂRI METALURGICE BUCUREȘTI



produce și livrează

• țevi pentru construcții, țevi instalații, țevi pentru conducte troliere, burlane de tubaj, țevi extracție, prăjini de foraj cu rac duri sudate, prăjini grele, țevi pe tru cazane, țevi inoxidabile, țevi p filate, profile formate la rece, p file din oțel laminate la cald, sîr laminată la cald, bare trase, c beton laminat la cald, sîrmă oțel pentru beton precomprim sîrmă trefilată moale, tare și zin tă, sîrmă ghimpată, cabluri de tr țiune, cabluri din oțel-aluminiu, lectrozi de sudură, cuie de constr ții, lanțuri navale, lanțuri indus ale, lanțuri comerciale, sîrmă sudură, flux de sudură, echipam pentru industria siderurgică, c structii metalice, piese mecan brut turnate sau uzinate, echip ment și instalații diverse.

CCPFTT

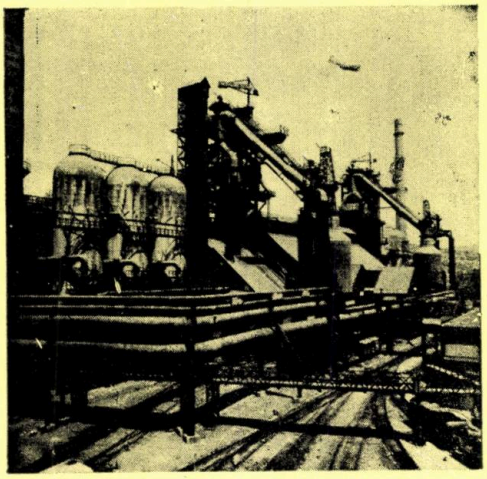
CENTRUL DE CERCETARI SI PROIECTARI DE FABRICATIE PENTRU TEVI SI TREFILATE
DESIGN AND RESEARCH CENTRE FOR PIPE AND WIRE PRODUCTS MANUFACTURING

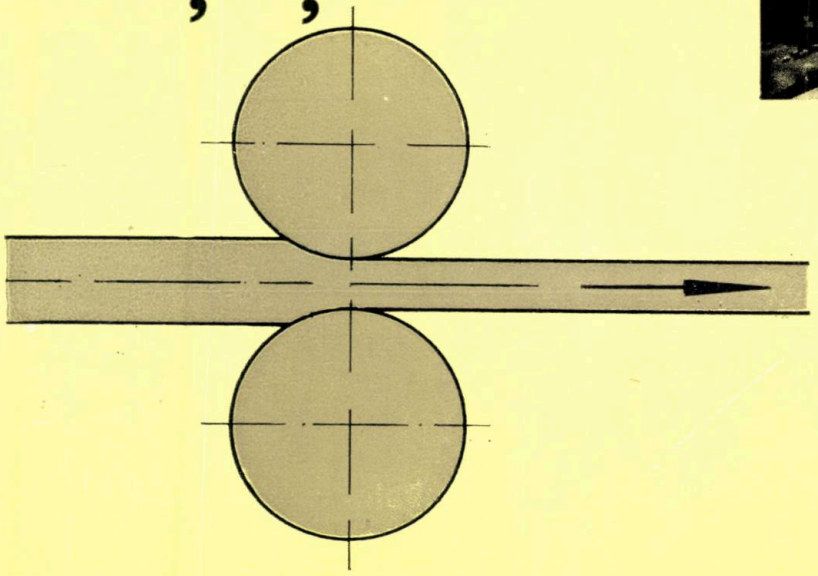
Centrul elaborează la cerere tehnologii, studii, expertize, proiecte pentru utilaje, instalaţii, linii complexe, secţii şi unităţi industriale, precum şi materiale în domeniul ţevilor şi trefilatelor şi acordă asistenţă tehnică de înaltă calificare.
Service pentru defectoscopie nedistructivă cu ultrasunete şi curenţi turbionari.

The Centre elaborates, on order, technologies, studies, expert appraisements, designs for equipments, installations, complex lines, workshops and industrial units, as well as materials for pipes and wire products and ensures high skilled technical assistance.
Service for ultrasonic and eddy current non - destructive testing.

Bulevardul Muncii nr. 256 - 7000, Bucureşti - România
Telef.: 27.70.90.

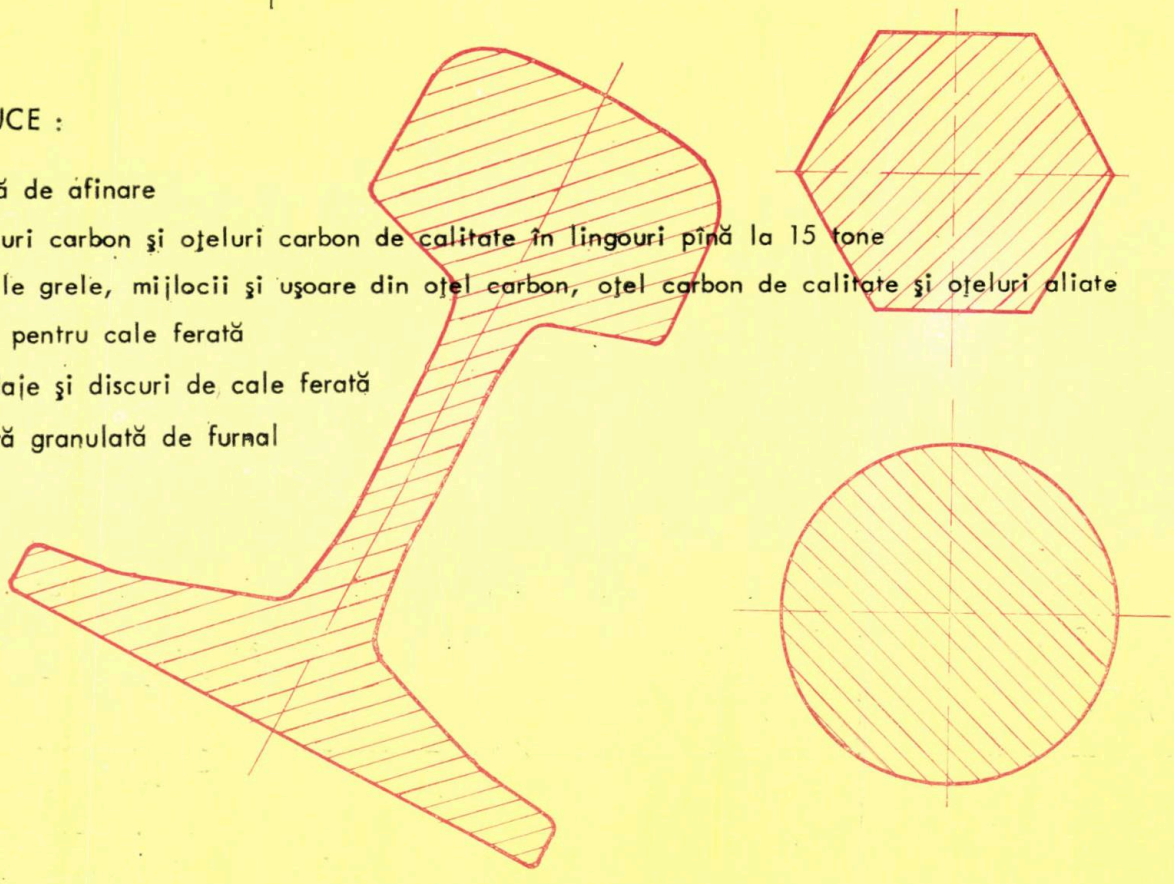
Combinatul siderurgic REȘIȚA





PRODUCE :

- Fontă de afinare
- Oţeluri carbon şi oţeluri carbon de calitate în lingouri pînă la 15 tone
- Profile grele, mijlocii şi uşoare din oţel carbon, oţel carbon de calitate şi oţeluri aliate
- Şine pentru cale ferată
- Bandaje şi discuri de cale ferată
- Zgură granulată de furnal



COMBINATUL SIDERURGIC REȘIȚA

Reşiţa, str. George Coşbuc nr. 1, judeţul Caraş - Severin

Adresa telegrafică : Combsid. RESITA, telex:044214, telefon: 1 21 52; 1 18 83

ÎNTREPRINDEREA DE ŢEVI

REPUBLICA

BUCUREŞTI ● B-dul Muncii nr. 256 ● Telefon 43 09 50

PRODUCE

Ţevi din oţel fără sudură laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, cu diametrul exterior pînă la 6 5/8 inci inclusiv :

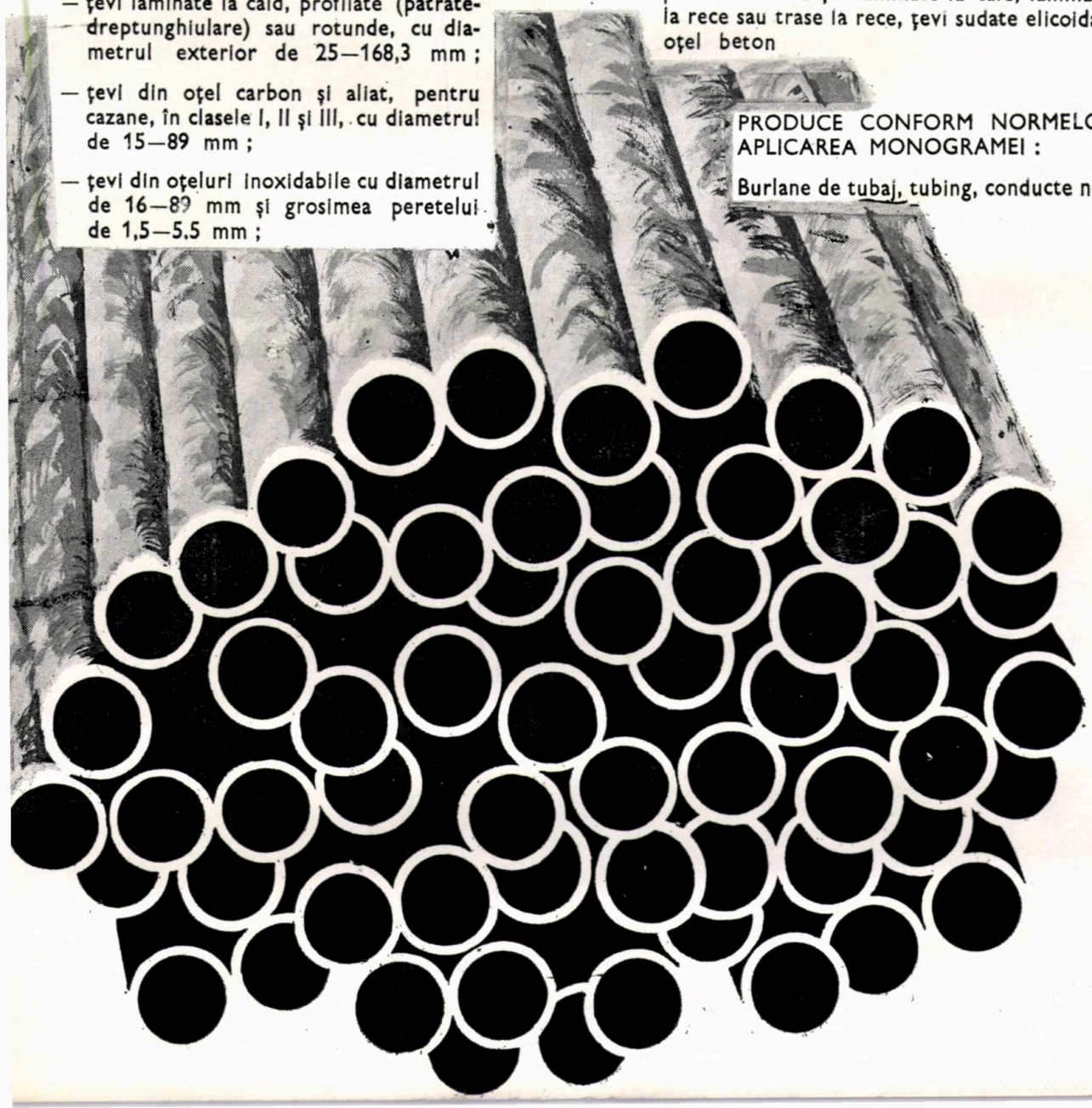
- pentru industria petrolieră : burlane de tubaj, ţevi extracţie-tubing, prăjini de foraj cu racorduri sudate, conducte
- pentru prospecţiuni geologice : burlane de tubaj, prăjini de foraj, prăjini de antrenare, carotiere
- pentru construcţii şi construcţii de maşini :
  - — ţevi trase sau laminate la rece, profilate sau rotunde, cu diametrul exterior de 5—80 mm ;
  - — ţevi laminate la cald, profilate (pătrate-dreptunghiulare) sau rotunde, cu diametrul exterior de 25—168,3 mm ;
  - — ţevi din oţel carbon şi aliat, pentru cazane, în clasele I, II şi III, cu diametrul de 15—89 mm ;
  - — ţevi din oţeluri inoxidabile cu diametrul de 16—89 mm şi grosimea peretelui de 1,5—5,5 mm ;
- pentru conducte magistrale de gaze naturale şi ţiţei, conducte de apă, construcţii metalice : ţevi sudate elicoidal, cu diametre de 250—1 600 mm şi lungimi cuprinse între 6 şi 12 m
- pentru construcţii, construcţii metalice sau construcţii de maşini : oţel beton, oţel rotund, sîrmă, cuie

EXPORTĂ

Burlane de tubaj, tubing, conducte petroliere, prăjini de foraj cu racorduri sudate, ţevi pentru construcţii laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, ţevi sudate elicoidal, oţel beton

PRODUCE CONFORM NORMELOR API CU APLICAREA MONOGRAMEI :

Burlane de tubaj, tubing, conducte netede



ÎNTREPRINDEREA DE

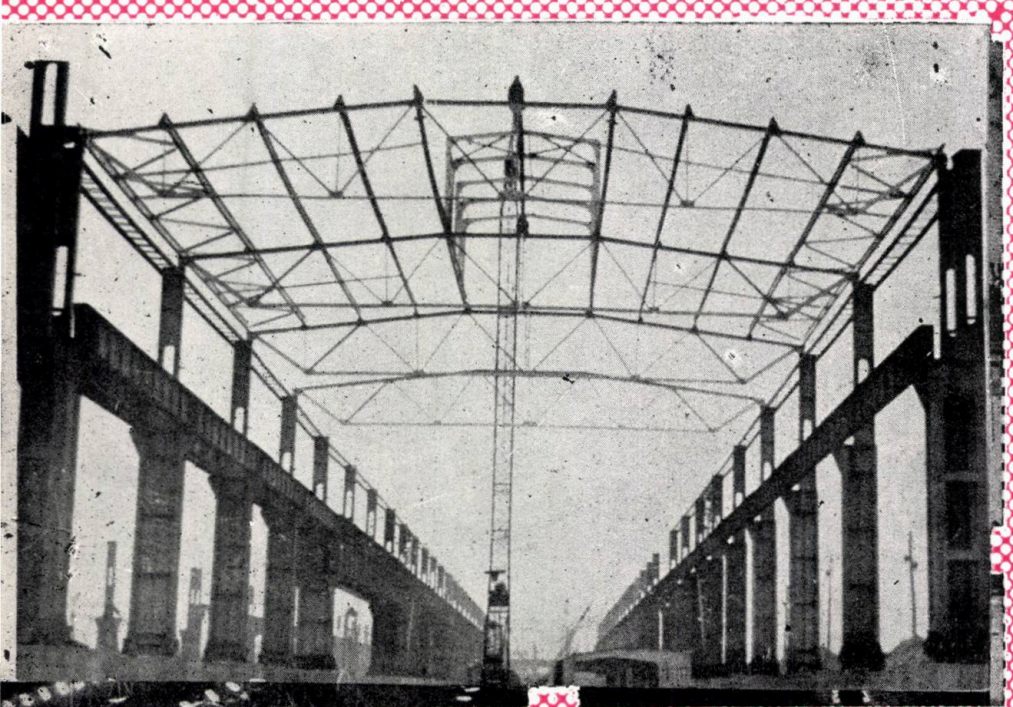
ȘI MONTAJE

• A luat ființă în anul 1960

• Folosește procedee și tehnologii moderne de construcții, dispune de o dotare tehnică modernă și de o forță de muncă specializată și cu experiență îndelungată

• Aplică tehnologii specifice de înaltă productivitate

• Are o activitate fructuoasă de export în calitate de constructor și furnizor

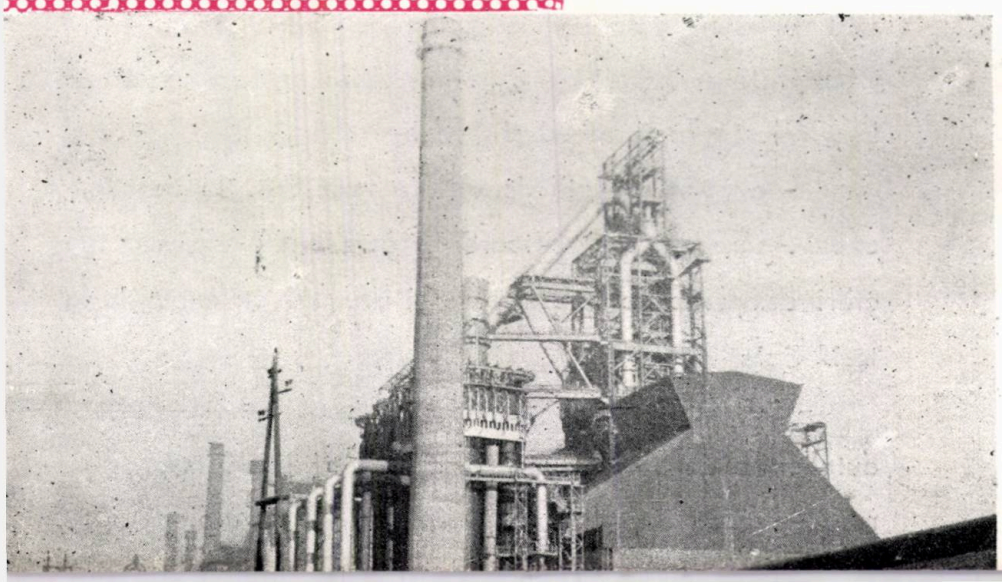


Șoseaua Smîrdan—Galați
Tel. 31656; Telex 015215

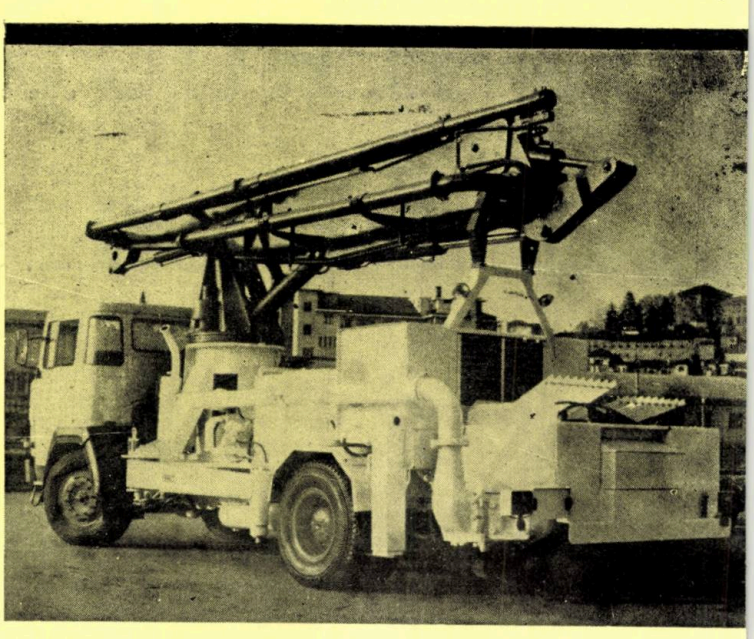
CONSTRUCȚII SIDERURGICE GALAȚI

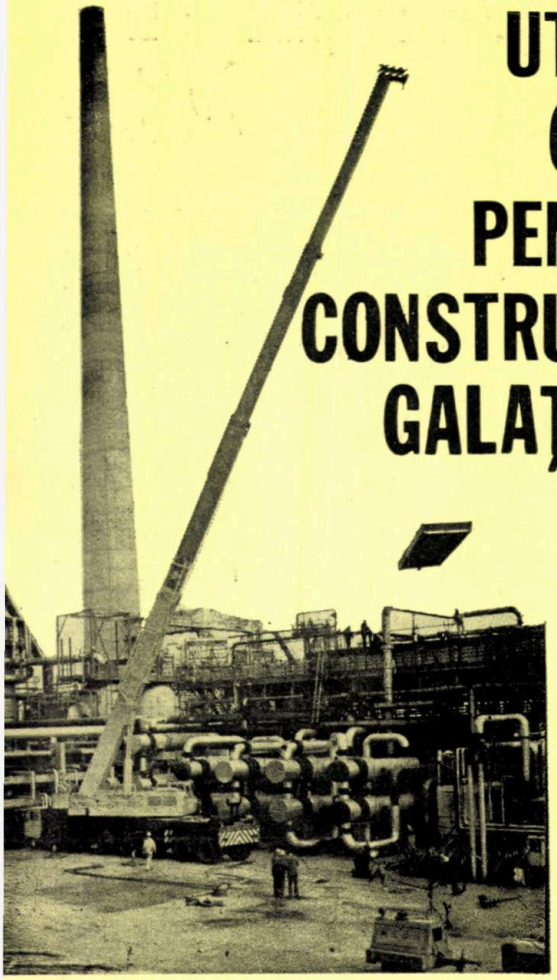
ECUTĂ ÎNTREAGA GAMĂ DE
IECTIVE CARE COMPUN UN
)MBINAT SIDERURGIC
TEGRAT:

baterii de cocsificare
fabrici de aglomerare
furnale
oțelării LD și electrice
instalații de turnare continuă
laminoare
fabrici de var și produse refractare
fabrici de oxigen
captări de apă industrială
instalații complexe de fluide termoenergetice
instalații complete și complexe electrice și de automatizare
lucrări de căi ferate și drumuri
consolidări de teren cu piloți forați, Franky, prefabricați și de pământ
construcții de interes general



ÎNTREPRINDEREA DE UTILAJ GREU PENTRU CONSTRUCȚII GALAȚI





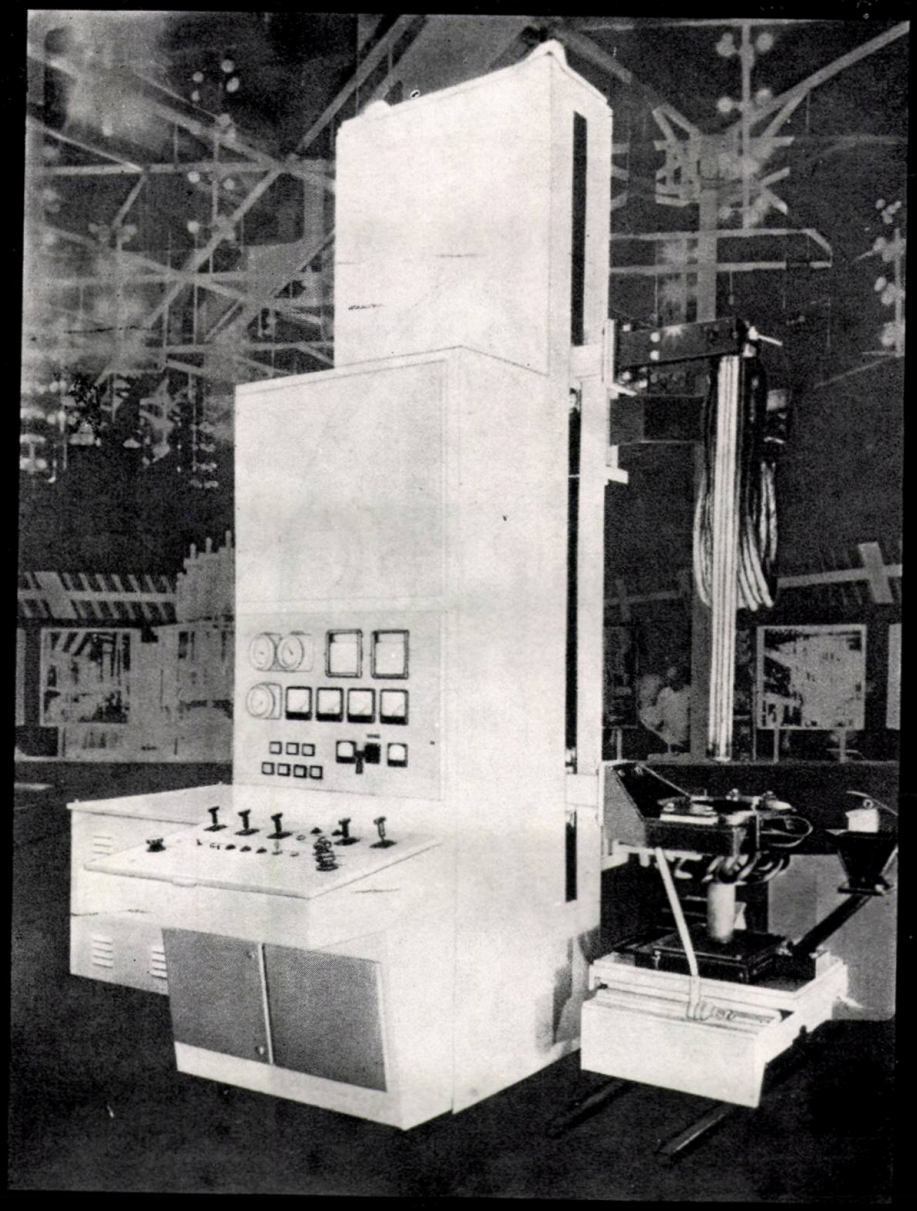
(I.U.G.C. — Galați)

este profilată pentru mecanizarea lucrărilor de construcții-montaj la obiectivele industriale din ramura metalurgiei situate în Galați, Călărași, Reșița, Hunedoara și Tîrgoviște, fiind dotată în acest scop cu mijloace mecanizate dintre cele mai moderne :

- sonete pentru executarea piloților de tip Franky
- echipamente și utilaje complete pentru execuția de coloane forate cu diametre pînă la 800 mm și adîncimi pînă la 40 m
- instalații pentru executarea de ecrane etanșe din beton cu lățimea de 800 mm și adîncimi pînă la 40 m
- automacarale și macarale pe pneuri și șenile cu capacități pînă la 140 t, printre care automacarale cu braț telescopic între 80 și 110 t
- o gamă variată de utilaje terasiere, buldozere, excavatoare, autoîncărcătoare cu care poate executa lucrări complexe de terasamente și drumuri cu execuția la tarif fizic
- instalații pentru punerea în operă a betonului, autopompe de beton cu capacități pînă la 60 m^3/h, automalaxoare cu capacitatea pînă la 5,5 m^3 etc.

I.U.G.C — Galați
Șos. Smîrdan nr. 2,
telefon : 30031

ELABORAREA METALELOR DE ÎNALTĂ CALITATE PENTRU PIESE DE MARE IMPORTANTĂ



Cuptorul universal de retopire sub zgură electrică permite obţinerea de lingouri de secţiune diferită, cu greutate pînă la 250 kg.

Construcţia cuptorului EChP-0,25 VG permite retopirea electrozilor consumabili într-un cristalizor fix sau mobil, care se deplasează de-a lungul lingoului fix.

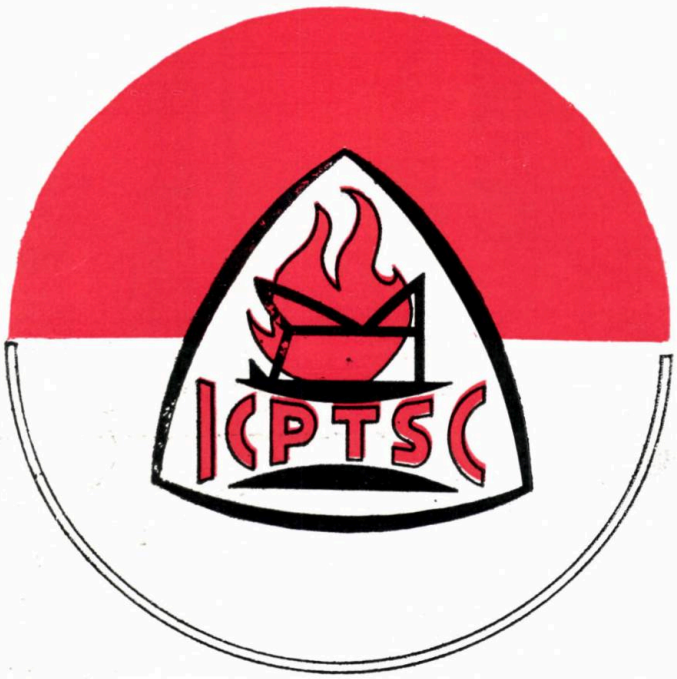
Cuptorul EChP-0,25 VG comportă un echipament pentru topirea fondantului şi pentru sudarea sub zgură electroconductoare. Capacitatea creuzetului pentru topirea fondantului este de 70 kg.

ENERGOMACHEXPORT

127486 - Moscova, 1, Degouninskaia nr. 4, Tel: 487.31.82, Telex : 7565

INSTITUTUL DE CERCETARE STIINTIFICA, INGINERIE TEHNOLOGICA SI PROIECTARE PENTRU SECTOARE CALDE

TECHNOLOGICAL INSTITUTE FOR HOT PROCESSES



formare miezuire turnare
moulding core making casting

deformări plastice
plastic deformation

tratamente termice si termochimice
heat and termochemical treatment

studiul metalelor
metal study

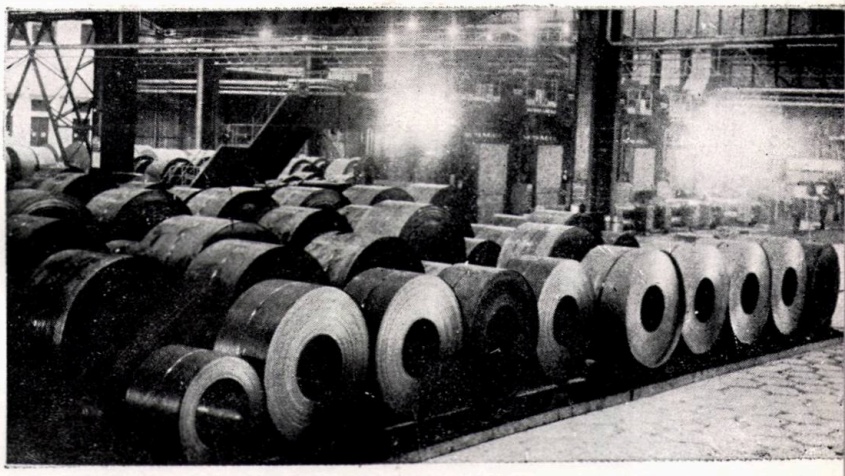
A.
Institutul elaborează la cerere tehnologii, know-how, expertize, studii, proiecte pentru utilaje, instalaţii, linii complexe, secţii şi unităţi industriale, precum şi materiale auxiliare pentru domeniul sectoarelor calde şi acordă solicitanţilor asistenţă tehnică de înaltă calificare.

B.
The institute elaborates on order technologies, know-how, expert appraisements, studies, designs for equipment, installations, complex lines, shops and industrial units, and also auxiliary materials for the hot processing field, and grants to its sollicitors high skilled technical assistance.

SOS OLTENITEI 105 75651 BUCURESTI-ROMANIA
Telefon 83 21 70 Telex 11 798 Calde

COMBINATUL SIDERURGIC GALAȚI

roduce și livrează:



roduse laminate din oțel

- Table groase și mijlocii:

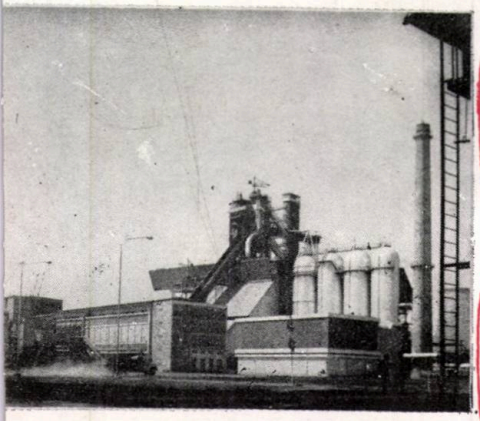
n oțeluri calmate, semicalmate, necalmate, slab aliate aliate conform normelor românești și străine; pentru onstrucții mecanice, metalice, navale, de mașini, de zane și recipiente sub presiune etc.

- Benzi și table laminate la rece:

acoperite și zincate conform normelor românești și răine, pentru construcții metalice, țevi sudate, pro- le îndoite, aparataj electric, caroserii, articole de uz snic etc.

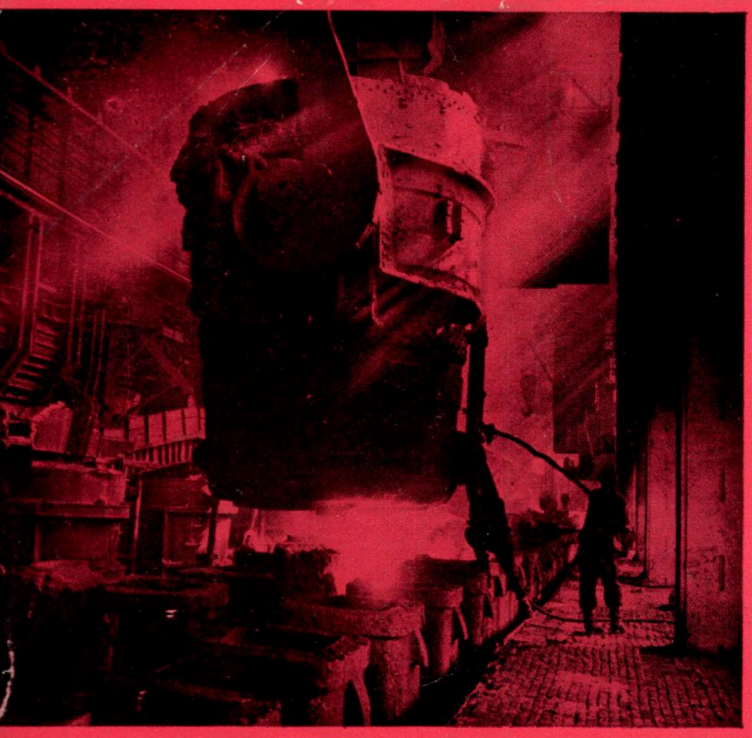
roduse chimice

- Sulfat feros heptahidratat
- Sulfat de amoniu
- Gudron de huilă
- Benzen brut de huilă
- Smoală de cocserie



Pentru informații detaliate asupra produselor noastre adresați-vă la:

OMBINATUL SIDERURGIC — GALAȚI
DIRECȚIA COMERCIALĂ
Șoseaua Smîrdan nr. 1
6200 Galați
Telefon (930) 30438
Telex 51285



CSH

1979 JAN 2 1

vă oferă

profile laminate din oţeluri carbon calmate şi necalmate, din oţeluri carbon de calitate, aliate şi slab aliate.

● rotunde cu diametrul de 10–180 mm ● cornier 20×20–150×150 mm ● I 18–I 24 ● U 6,5 – U 24 ● late de 20×5–150×20 mm ● benzi laminate la cald de 200×2 – 370×5,5 mm ● ţagle, blumuri pentru forjă, de 70×70 – 400×400 mm ● oţel beton cu profil periodic laminat la cald, oţel beton neted laminat la cald, sîrmă laminată la cald, profile speciale pentru armături de mină, pentru talpa şenilei de tractor etc.

1884 · 1974 CSH 90 ANI

COMBINATUL SIDERURGIC HUNEDOARA

Str. Dr. P. Groza nr. 8. Hunedoara ● Telex: 032411 ● Tel: 12533 – 11075 – 12767 – 11462 – 12747

E 3280

REFERALA

METALURGIA

12

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXXI • NR. 12 • DECEMBRIE 1979

C P C D M

Centrala de prelucrarea şi colectarea deşeurilor metalice Bucureşti

Str. Theodor Aman nr. 4
telefon 13.88.29

colectează şi prelucrează deşeurile metalice feroase şi neferoase, valorificînd superior resursa de materie primă secundară prin care asigură industriei siderurgice 50 % din materia primă.

● Prin mărunţirea, brichetarea şi presarea strunjiturilor, deşeurilor de sîrmă şi de tablă, de către organizaţiile socialiste care predau curent cantităţi de minimum 150 tone lunar, se optimizează transporturile şi se reduce preţul de cost pe tona de metal

● Sortînd şi predînd separat unităţilor C.P.C.D.M.—Bucureşti sculele vechi uzate, aliate cu wolfram (din oţel rapid şi aliat), se valorifică wolframul pentru elaborarea oţelurilor de scule, reducîndu-se cantitatea echivalentă de ferowolfram din import.

● Pentru deşeurile de oţel vechi aliat şi fontă veche aliată, livrate pe baza buletinelor de analiză, unităţile C.P.C.D.M.—Bucureşti achită pentru fiecare procent de element de aliere conţinut recuperabil:

1% crom (de la 12% în sus)	=	70 lei
1% nichel	=	410 ,,
1% molibden	=	750 ,,
1% cobalt	=	1 120 ,,
1% wolfram	=	1 200 ,,

● Prin stringerea, sortarea, depozitarea şi predarea deşeurilor metalice pe sortimente după compoziţia chimică şi forma fizică, conform STAS 6058/66 şi 3017/68, încă de la locul de apariţie, contribuim la evitarea cheltuielilor neeconomicoase.

C.P.C.D.M. — Bucureşti, prelucrînd deşeurile metalice prin tăiere mecanică, presări mecanice, spargeri mecanice şi pirotehnice, dublează greutatea volumetrică şi reduce timpul de încărcare în cuptoare.

METALURGIA

Anul 31 Nr. 12 decembrie 1979

CUPRINS

Șoit, I., Staicu, L., Berceanu, E., Butnariu, I., Zamfirescu, D. și *Armaș, P.:* **Cercetări și experimentări asupra comportării plăcilor de oxid de beriliu (BeO) la temperaturi înalte și asupra încălzirii electrice rezistive a furnalului.** 569

Nat, N., Gheorghieș, C., Neamțu, V. și *Strungă, E.:* **Etalonarea umidometrelor cu neutroni utilizate la reglarea automată a cantității de cocs introdus în furnal** 576

Radu, C.G., Teodosiu, C., Soós, E. și *Dumitrescu, T.:* **Simularea laminării la cald a benzilor din oțel inoxidabil austenitic 18 Cr-10 Ni prin încercarea de răsucire la cald.** 580

Sora, T., Rigoreanu, Șt. și *Jivan, I.:* **Aplicarea postmodificării în formă în cazul turnării de piese din fontă cu grafit nodular cu structură feritică obținută direct din turnare** 585

Ștefănescu, D., Niculescu, Gr. și *Dumitrescu, I.:* **Rezistența la oboseală a fontelor cu grafit nodular brut turnate, la solicitarea de întindere-compresiune.** 592

Goraș, Georgeta, Seceleanu, Ludmila, Seceleanu, Tr. și *Gălățeanu, C.:* **Cercetări experimentale referitoare la formarea și turnarea în cîmp magnetic cu model neperisabil.** 599

Bratu, C.: **Stabilirea parametrilor tehnologici la turnarea oțelurilor cu microrăcitori.** 603

Szöcs, Ecaterina și *Szöcs, Șt.:* **Unele considerații privind formarea la crud a carcaselor de motoare electrice și a accesoriilor la presiuni înalte (II).** 609

Macovei, C. și *Bumaznov, F.T.:* **Contribuții la cercetarea proceselor de oxidare a concentratelor complexe de cupru și nichel.** 614

Ciucu, Victoria și *Ciucu, I.:* **Utilizarea calculatorului electronic la urmărirea granulației produselor cărbunoase.** 619

DOCUMENTARE

INDEX

COLEGIUL DE REDACȚIE

LAURENTE SOFRONI — președinte, CEZAR AVRAM, GHEORGHE BUJGOI, ALEXANDRU CIOROGARU, SORIN CÎNDEA, ANTONICA DIJMĂRESCU, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, DAN DULAMĂ, TRAIAN DUMITRESCU, SUZANA GĂDEA, GHEORGHE GHEORGHIU, VASILE GROSU, CONSTANTIN IONESCU, VICTOR MIHU, ION MOLDOVAN, NICOLAE MURGULEȚ, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, ION PRISECARU, ȘTEFAN RĂDVAN, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, CLAUDIU ȘTEFĂNESCU, SILVIA VACU, VASILE VĂZDĂUȚEANU, VASILE VULCU

Redactor : G. COJOCARIU
Tehnoredactor : EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex : 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1 Telefon : 59.49.90 Revista este editată de ICEM — O.I.I. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01.B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Tarif pentru întreprinderi : lei 150 anual ; tarif pentru abonamente individuale 48 lei anual. Costul unui exemplar : lei 5. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25 București

„Taxele poștale achitate conform aprobării D.G.P.T. nr. 137/8459/1978".

I.P.I. c. 1582

42 40

1980 JAN 19

CONTENTS

DC 666.763 : 539.53

Şoit, I, Staicu, L., Berceanu, E., Butnariu, I., Zamfirescu, D, and *Armaş, P.:* **Researches and experiments on high temperature beryllium oxyde(BeO) plate behaviour and on resistence electric heating of blast furnace**

The paper presents a new measuring method used with a view to determining the refractory coating wear of blast furance. This methods is based on the utilisation of BeO plate in order to avoid radioactive contamination. At the same time the authors present certain considerations on the use of resistance electric heating of blast furnaces.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 569–575

DC : 431.508.7 : 53.089.6

Nat, N., Gheorghieş, C., Neamţu, V. and *Strungă, E.:* **Gauging of neutron humidometers used for automatic adjustement of the coke quantity fed in the blast furance**

The authors present an improved method for reducing the gauging time. The reduction of the gauging time allows to continously communicate to the process computer the actual information on coke humidity and to correct the coke quantity fed in the blast furnace, thus maintaining a constant C/fe ratio.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12. p. 576–579

DC : 621.771.24 : 669.14.018.8

Radu, C. G., Teodosiu, C., Soós, E. and *Dumitrescu, T.:* **Hot rolling simulation of 18 Cr–10 Ni austenitic stainless strips with the help of hot torsion trial.**

The authors present the results of simulation, with the help of hot torsion trials, for several hot rolling diagrams of 18 Cr–10 Ni austenitic stainless strips.

The results show that the industrial rolling process may be simulated with the help of laboratory trials. Moreover, the simulation leads to an accurate estimation of the forces and moments of rolling as well as of micro- and macrostructural properties of rolled steel. The conclusion drawn by the authors is that simulation is an efficient mean of optimising the parameters of industrial rolling.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 580–584

DC : 621.74 : 669.131.7

Sora, T., Rigoreanu, Şt. and *Jivan, I.:* **The utilisation of mould post-modification for ferritic structure nodular graphite cast iron castings obtained during casting operation.**

The utilisation of mould post-modification alows to obain directly, during casting operation, high plasticity nodular graphite cast iron (more than 20% elongation).

The paper presents a casting technology for complex and big castings, for example the case of cylinder heads for Diesel engine used in shipbuilding industry. Moreover, the authors present the major characteristics of the technology already mentioned.

The adequate quality of castings, the values of mechanical trials and the structural determinations carried out, prove the reliability of the process.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12. p. 585–591

DC : 669.131.7 : 589.431

Ştefănescu, D., Niculescu, Gr. and *Dumitrescu, I.:* **Fatigue strength of cast raw modular graphite cast iron at compression-tensile cycle**

The authors present a study on the fatigue strength during a pulsating cycle of tensile-compression, applied on modular graphite cast iron with ferritic-perlitic and perlitic-ferritic structure. The fatique resistence was determined by the Locatti method. The authors present the different correlations between fatigue strength, chemical analysis and the perlite-ferrite ratio, obtained by statistical analysis.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 592–598

DC : 621.74 : 538.12

Goraş, Georgeta, Seceleanu, Ludmila, Seceleanu, Tr. and *Gălăţeanu, C.:* **Experimental reserches on the magnetic field moulding and casting on the basis of a non-outaged pattern**

The authors present the results of the experiments on magnetic field casting, on the basis of non-outaged pattern, according to the patent OSIM-R.S.R., nr. 54353.

The results were checked with a help of micro-and macroscopic analyses which show the possibility of efficiently using this method for a large range of parts.

From the point of view of productivity, the method ensure the considerable reduction of the preparation time, the elimination of the noxious effect, typical for the traditional casting operation.

Thus, this process may be introduced in the mechanical processing sections.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 599–602

DC : 621.74–492.2

Bratu, C.: **Determination of technological parameters of steel casting with microcooling elements**

The paper presents the theoretical aspects related to the determination of technological parameters for steel casting with microcooling elements. The author establishes various correlations between the quantity of microcooling elements, casting temperature, wall thickness and casting time. The author draws the nomograms which may easily be used with a view to determining the technological parameters with the help of theoretical relations.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 603–608

DC : 621.742.4 : 539.4.5

Szöcs, Ecaterina and *Szöcs, Şt:* **Considerations on green-sand moulding of electric engine cases of high pressure parts(II)**

The authors study the influence of refeeding grade of mixing on sand moulding properties. They establish the optimal refeeding grade with a view to obtaining the adequate characteristics for different binding content in recycled and refeeding sand.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 609–613

DC : 669.243 : 669.33

Macovei, C. and *Bumaznov, F. T.:* **Contributions to the research concerning the oxidizing process of the Cu and Ni complex concentrate**

After a review of the worldwide nickel production progress and of the main methods of obtaining this metal, the paper deals with the results of the research on the kinetics of the oxidizing roasting process in fluidized bed of four copper and nickel complex concentrates.

It has been established that up to 540°C, oxidation takes place in a kinetic system; for temperatures higher that 540°C, the oxidation turns into a diffusion system.

Metalurgia , 31 (1979), nr. 12, p. 614–618

DC : 543.06 : 681.32

Ciucu, Victoria and *Ciucu, I.:* **Electronic computer used to track the carbonic product granulation**

The paper presents two current applications of mathematical programming used to track the carbonic product granulation.

In the first part of the paper, the authors present the methodology of drawing up the granulometric cards and of the resulting granulometric curves.

In the second part the authos establish the logical diagrams of the FORTRAN programms which are necessary to obtain cards and curves on the computer.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 619–621

INHALT

DK : 666.763 : 539.53

Şoit, I., Staicu, L., Berceanu, E., Butnariu, I., Zamfirescu, D. und *Armaş, P.:* **Untersuchungen über das Verhalten der Platten aus Beriliumoxyd (BeO) bei hohen Temperaturen und über die elektrische Widerstandserwärmung**

Es wird eine neue Methode beschrieben über die Messung des Verschleisses der feuerfesten Zustellung von Hochöfen, durch Anwendung der Platten aus Beriliumoxyd, durch welche radioaktive Bestrahlungen verhindert werden.

Zugleich wird über die Anwendungsmöglichkeit der elektrischen Widerstandserwärmung im Hochofen berichtet.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 569–575

DK : 551.508.7 : 53.089.6

Nat, N., Gheorghieş, C., Neamţu, V. und *Strungă, E.:* **Eichung der für die automatische Regelung der im Hochofen eingeführten Koksmengen, benützten Neutronen-Feuchtigkeitsmesser.**

Die Arbeit beschreibt eine verbesserte Methode durch welche die Eichungszeit verkürzt wird.

Es ergibt sich die Möglichkeit dem Prozessrechner kontinuierlich Daten über die Koksfeuchtigkeit zuzuführen um somit die im Hochofen eingeführte Koksmenge zu korrigieren um einen konstantes C/Fe Verhältnis zu erhalten.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 576–579

DK : 621.771.24 : 669.14.018.8

Radu, G., Teodosiu, C., Soós, E. und *Dumitrescu, T.:* **Simulierung des Warmwalzens von Bändern aus nichtrostenden austenitischen Stählen 18 Cr–10 Ni durch Warmtorsionsversuche**

In der Arbeit werden die Resultate der Simulierung durch Warmtorsionsversuche, des Warmwalzens von Bändern aus nichtrostendem Stahl angeführt.

Die erhaltenen Ergebnisse beweisen, dass der Walzprozess durch Laborversuche simuliert werden kann. Zugleich kann eine gute Beurtreilung sowohl über die Walzkräfte als auch über das Makro-bzw. Mikrogefüge der Walzstähle erhalten werden. Durch die Simulierung können die Walzparameter optimiert werden.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 580–584

DK : 621.74 : 669.131.7

Sora, T., Rigoreanu, Şt. und *Jivan, I.:* **Die Nachimpfung in der Giessform beim Giessen der Teile aus Gusseisen mit Kugelgraphit mit ferritischem Gefüge.**

Um Gussteile aus Gusseisen mit Kugelgraphit mit hoher Plastizität (Dehnungen über 20%) direkt aus dem Giessen zu erhalten, wird die Nachimpfung in der Form angewendet.

In der Arbeit werden die Möglichkeiten angegeben für das Giessen grosser Teile wie Zylinderköpfe für Dieselmotoren.

Die Qualität der gegossenen Teile, nach mechanischen und Gefügeuntersuchungen, beweisen die Sicherheit des Verfahrens.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 585–591

DK : 669.131.7 : 539.431

Ştefănescu, D., Niculescu, Gr. und *Dumitrescu, I.:* **Ermüdungsfestigkeit der Gusseisen mit Kugelgraphit bei der Zug-Druckbeanspruchung.**

Es wird ein Studium über die Ermüdungsfestigkeit der Gusseisen mit Kugelgraphit mit ferito-perlitischem und perlito-feritischem Gefüge bei der Zug-Druckbeanspruchung dargestellt.

Die Ermüdungsfestigkeit wurde durch die Locatti Methode bestimmt. Es werden die Zusammenhänge zwischen Ermüdungsfestigkeit, chemische Zusammensetzung und Verhältnis Perlit/Ferrit studiert.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 592–598

DK : 621.74 : 538.12

Goraş, Georgeta, Seceleanu, Ludmila, Seceleanu, Tr. und *Gălăţeanu, C.:* **Experimentaluntersuchungen über das Formen im Magnetfeld mit nichtverderblichem Modell**

In der Arbeit werden die Resultate der Experimentaluntersuchungen angeführt über das Giessen im Magnetfeld mit nichtverderblichem Modell, gemäss S.R.R. Patent 54353.

Die Ergebnisse sind durch Mikro-und Makrountersuchungen verfolgt worden.

Durch diese neue Methode werden die Vorbereitungszeit heragesetzt und die spezifischen Emissionen herabgesetzt.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 599–602

DK : 621.74–492.2

Bratu, C.: **Festlegung der technologischen Parameter beim Giessen der Stähle mit Mikrokühlstoffe**

In der Arbeit werden theoretische Aspekte angegeben im Zusammenhang mit den technologischen Parametern beim Giessen der Stähle mit Mikrokühlstoffe. Es werden Wechselbeziehungen zwischen den Mikrokühlstoffen, Giesstemperatur, Wandstärke und Giesszeit festgelegt. Mit Hilfe der theoretischen Beziehungen werden Nomogramme aufgestellt mit deren Hilfe die technologischen Parameter aufgestellt werden.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 603–608

DK : 621.742.4 : 539.4 .6

Szöcs, Ecaterina und *Szöcs, Şt.:* **Einige Betrachtungen über das Hochdruck-Grünsandformen der Motorgehäuse und Zubehörteile.**

Man studiert den Einfluss des Auffrischungsgrades bzw. der Mischungsart auf die Eigenschaften der Formmasse. Es wird der optimale Auffrischungsgrad angegeben bei verschiedenen Mengen an Bindemittel im Umlaufstoff und in der Auffrischmasse.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 609–613

DK : 669.243 : 669.33

Macovei, C. und *Bumaznov, F.T.:* **Beiträge zur Untersuchung der Oxydationsverläufe hinsichtlich der komplexen Kupfer — und Nickelkonzentrate**

Nach einer Übersicht der weltweiten Nickelproduktionsentwicklung und der hauptsächlichen Gewinnungsverfahren dieses Metalls, werden in der Arbeit die Untersuchungsergebnisse der Kinetik des oxydierenden Röstvorganges in verflüssigter Schicht von vier komplexen Kupfer-und Nickelkonzentraten, dargestellt.

Es wurde festgelegt, dass die Oxydation bis zur Temperatur von 540°C in kinetischem Regime verläuft, bei höheren Temperaturen als 540°C geht die Oxydation im Diffusionsregime über.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 614–618

DK : 543.06 : 681.32

Ciucu, Victoria und *Ciucu, I.:* **Anwendung der elektronischen Digitalrechenmaschine bei der Bestimmung der Körnung von Kohlenstofferzeugnissen**

In der Arbeit werden zwei Anwendungsmöglichkeiten der mathematischen Programmierung bei der Bestimmung der Körnung von Kohlenstofferzeugnissen, beschrieben.

Es wird die Methodik der Zusammenstellung von Körnungskurven angegeben, zugleich werden die logischen Schemen der in Fortransprache geschriebenen Schemen festgelegt um mit Hilfe der Rechner die Karten bzw — Kurven erhalten zu können.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 619–621

SOMMAIRE

CD : 666.763 : 539.53

Şoit, I., Staicu, L., Berceanu, E., Butnariu, I., Zamfirescu, D. et *Armaş P.* : **Recherches et expérimentations concernant le comportement des plaques en oxyde de beryllium (BeO) aux hautes températures et le chauffage électrique par résistance du haut fourneau**

L'oeuvre présente une nouvelle méthode de mesurage utilisée pour la détermination de l'usure du revêtement réfractaire du haut fourneau. Cette méthode utilise de plaquette de BeO, pour éviter la contamination radioactive. En même temps, on présente quelques constatations concernant l'utilisation du chauffage électrique par résistance aux hauts fourneaux.

Metalurgia, 31 (1979), **nr.** 12, p. 569–575

CD : 551.508.7 : 53.089.6

Nat, N., Gheorghieş, C., Neamţu, V. et *Strungă, E.* : **Etalonnage des humidomètres à neutrons utilisés au contrôle automatique des quantités de coke introduites dans le haut fourneau**

L'oeuvre présente une méthode perfectionnée pour la réduction du temps d'étalonnage. La réduction du temps d'étalonnage permet de communiquer, de façon continue, au calculateur de processus, les informations réelles sur l'humidité du coke et d'effectuer les corrections de la quantité de coke introduite dans le haut fourneau, maintenant ainsi un raport C/Fe constant.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 576–579

CD : 621.771.24 : 669.14.018.8

Radu, C. G., Teodosiu, C., Soós, E. et *Dumitrescu, T.* : **Simulation du laminage à chaud du feuillard inox austénitique 18Cr–10Ni à l'aide de l'essai par torsion à chaud**

On présente les résultats de la simulation, par des essais de torsion à chaud, pour quelques schémas de laminage à chaud du feuillard en acier inox austénitique 18Cr–Ni.

Les résultats obtenus montrent que, le processus industriel du laminage peut être simulé par des essais de laboratoire. De même, par simulation on peut obtenir une estimation correcte des forces et des moments de laminage, ainsi que les propriétés micro- et macrostructurelles de l'acier laminé. Il en résulte que la simulation est un moyen efficace qui permet d'optimiser les paramètres du laminage industriel.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 580–584

CD : 621.74 : 669.131.7

Sora, T., Rigoreanu, Şt. et *Jivan, I.* : **Application de la post-modification en forme dans le cas du moulage des pièces en fonte à graphite nodulaire à structure ferritique, obtenue pendant la coulée**

L'application de la post-modification en forme offre la possibilité d'obtenir directement, pendant le moulage, des pièces en fonte à graphite nodulaire à haute plasticité (allongement – plus de 20%).

L'oeuvre présente une technologie de moulage pour des pièces à assez grandes dimensions et de haute complexité, prenant comme exemple la cas des culasses pour moteurs Diesel utilisés dans l'industrie navale. On donne les caractéristiques principales de la technologie appliquée.

La qualité appropriée des pièces moulées, les valeurs des essais mécaniques et les déterminations structurelles effectuées montrent la fiabilité du processus.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12. p. 585–591

CD : 660.131.7 : 539.431

Stefănescu, D., Niculescu, Gr. et *Dumitrescu, I.* : **La résistance à la fatigue des fontes à graphite nodulaire brut moulées soumises à un cycle de traction – compression**

Les auteurs présentent une étude sur la résistance à la fatigue pendant un cycle pulsatoire traction – compression, appliqué aux fontes à graphite nodulaire à structure ferritique – perlitique et perlitique – ferritique.

La valeur de la résistance à la fatigue a été déterminé par la méthode Locatti. On présente les différentes corrélations entre la résistance à la fatigue, la composition chimique et la proportion de perlite – ferrite, obtenues par analyse statistique.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 592–598

CD : 621.74 : 538.12

Goraş, Georgeta, Seceleanu, Ludmila, Seceleanu, Tr. et *Gălăţeanu, C.* : **Recherches expérimentales sur le formage et le moulage en champ magnétique avec un modèle non– périssable**

Les auteurs présentent les résultats des expérimentations concernant le moulage en champ magnétique et en employant des modèles non-périssables, conformément au brevet d'invention OSIM – R.S.R. no. 54 353.

Les résultats ont été vérifiés à l'aide des examens micro- et macroscopiques, qui ont démontré la possibilité d'une utilisation efficiente de cette méthode pour un grand assortiment de pièces de série.

Du point de vue de la productivité, la méthode assure une réduction considérable du temps de préparation, l'élimination des noxes spécifiques pour le moulage traditionnel, offrant la possibilité d'introduire ce procédé dans les ateliers de transformation mécanique.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 599–602

CD : 621.74–492.2

Bratu, C. : **Détermination des paramètres technologiques de la coulée des aciers avec des microrefroidisseurs**

L'oeuvre présente les aspects théoriques concernant la détermination des paramétres technologiques pour la coulée des aciers avec microrefroidisseurs. On établit des corrélations entre la quantité de microrefroidisseurs, la température de coulée, l'épaisseur de la paroi et le temps de coulée. À l'aide des rélations théoriques, on établit des nomogrammes qui peuvent être utilisés aisement pour la détermination des paramètres technologiques.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 603–608

CD : 621.742.4 : 539.4/.5

Szöcs, Ecaterina et *Szöcs, Şt.* : **Considérations sur le moulage à vert des carcasses de moteurs éléctriques et des accéssoires à haute pression (II)**

On étude l'influence du degré de rafraîchissement, du mode de mélange sur les propriétés du sable de moulage. On établit le degré de rafraîchissement optimal pour obtenir des caractéristiques appropriées à des teneurs différentes de liant dans du sable recyclé et dans du sable de rafraîchissement.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 609–613

CD : 669.243 : 669.33

Macovei, C. et *Bumaznov. F.T.* : **Quelques contributions à la recherche des processus d'oxydation des concentrés complexes de cuivre et de nickel**

Après avoir fait le point sur l'évolution de la production mondiale de nickel, ainsi que sur les principaux procédés d'obtention de ce métal, on présente les résultats des recherches sur la cinétique du processus de calcination oxydante en lit fluidisé des quatre concentrés complexes de cuivre et de nickel.

On a établit que, jusqu'à la température de 540°C l'oxydation se produit en régime cinétique et aux températures au dessus de 540°C l'oxydation passe en régime de diffusion.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12. p. 614–618

CD : 543.06 : 681.32

Ciucu, Victoria et *Ciucu, I.* : **Utilisation de l'ordinateur pour la poursuite de la granulation des produits charbonneux**

On présente deux applications courantes de la programmation mathématique pour la poursuite de la granulation des produits charbonneux. Dans la première partie de l'oeuvre, on fait un exposé sur la méthodologie de l'élaboration des fiches granulométriques et d'établissement des courbes granulomètriques résultées. Dans la deuxième partie, on établit les schémas logiques des programmes en langage FORTRAN, nécessaires pour l'obtention sur l'ordinateur des fiches et des courbes.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12 p. 619–621

СОДЕРЖАНИЕ

ДК : 666.763 : 539.53

Шойт, И., Стайку, Л., Берчану, Е., Бутнарю И., Замфиреску, Д и Армаш, П.: **Исследования и эксперименты, касающиеся поведения плит из окиси бериллия (BeO) при высоких температурах и сопротивляющего электронагрева доменной печи**

Работа представляет новый метод измерения износа огнеупорной футеровки доменной печи, основанный на использовании плит из окиси бериллия (BeO), избегая радиоактивное заражение изделий и обучение персонала.

Также, представлены и ряд установлений касающихся использования сопротивляющего электронагрева в в доменной печи.

Metalurgia, 31(1979), nr. 12, p. 569–575

ДК : 551.508.7 : 53.089.6

Нат, Н., Георгиеш, К., Нямцу, В. и Струнгэ, Е.: **Эталонирование влагомеров с нейтронами, используемые при автоматической регулировке количества кокса вводимого в доменную печь**

В работе представлен усовершенствованный метод посредством которого сокращается период эталонирования.

Таким образом, создается возможность непрерывного сообщения электронному вычислителю процесса реальные информации о влажности кокса, что позволяет поправку количества кокса вводимого в доменную печь, поддерживая постоянное отношение C/Fe.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 576–579

ДК : 621.771.24 : 669.14.018.8

Раду, К. Г., Теодосуи, К., Зёс, Е. и Думитреску, Т.: **Моделирование прокатки в горячем состоянии полос из нержавеющей аустенитной стали 18 Cr—10Ni испытанием горячего кручения**

В работе представлены результаты моделирования, испытанием горячего кручения, некоторых схем прокатки в горячем состоянии полос из нержавеющей аустенитной стали 18 Cr—10Ni

Полученные результаты указывают, что промышленный процесс прокатки может быть моделирован лабораторными испытаниями. Также, моделированием можно получить правильную оценку, как сил и моментов прокатки, так и микро и макроструктурных свойств катаной стали. Моделирование представляет собой действующее средство, позволяющее оптимизацию параметров промышленного процесса прокатки.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 580–584

ДК : 621.74 : 669.131.7

Сора, Т., Ригоряну, Шт. и Живан, И.: **Применение постизменения в форме в случае отливки изделий из чугуна с нодульным графиртом с ферритной структурой полученной непосредственно из литья**

Один из путей ведущих к получению непосредственно литьем чугунных изделий с нодульным графитом с высокой пластичностью-вытяжки выше 20% — это применение метода постмодификации в форме.

В работе представлен способ решения отливки некоторых относительно крупных изделий и повышенной комплексностью, в том числе головки цилиндра для дизельных судовых двигателей.

Представлены основные характеристики внедряемой технологии.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 585–591

ДК : 669.131.7 : 539.431

Штефэнеску, Д., Никулеску, Г. и Думитреску, И.: **Предел выносливости чугунов с нодульным сырым графитом отлитые при сжимающим-удлиняющим напряжении**

В работе изучается предел выносливости при пульсирующем цикле тяга-сжатие на чугунах с нодульным графитом с ферритоперлитовой и перлитоферритовой структурой. Значение предела выносливости было определено методом Локатти. Представлены различные соотношения полученные статистическим анализом между пределом текучести, химическим составом и перлитовой фрритовой пропорцией.

Metalugia, 31 (1979), nr. 12, p. 592–598

ДК : 621.74 : 538.12

Гораш, Джорджета, Сечеляну, Лудмила, Сечеляну, и Гэлэцяну, К.: **Экеспериментальные исследования, касающиеся формирования и литья в магнитном поле с неразрушаемой моделью**

Исследование состоит, главным образом, из результатов экспериментов литья в магнитном поле, используя неразрушаемые модели по патенту ОСИМ-СРР № 54353 по сравнению с классическими методами.

Результаты исследованы микро и макроскопическим анализом, который доказал что метод может быть эффективно использован для широкой гаммы сплавов в производстве серийных изделий.

С точки зрения производительности метод приводит к значительному сокращению периода подготовки, устранению загрязнений воздуха, специфических классическому литью.

Metalurgia, (31 (1979), nr. 12, p. 599–602

ДК : 621.74–492.2

Брату, К.: **Установление технологических параметров при отливке сталей с микроохладителями**

В работе представлены теоретические аспекты, связанные определением технологических параметров при отливке сталей с микроохладителями. Установлены различные соотношения между количеством микроохлодительных рассолов, температурой разливки, толщиной стены и периода разливки. С помощью теоретических отношений намечиваются номограммы, используемые более легко для установления технологических параметров.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 603–608

ДК : 621.742.4 : 539.4 .5

Сёчь, Екатерина и Сёчь, Шт.: **Некоторые соображения, касающиеся сырой формовки каркас электродвигателей и вспомогательных частей при высоких давлениях**

Изучается влияние степени переосвеживания, соответственно способа смешивания на свойства формовочной смеси. Устанавливается оптимальная степень переосвеживания для получения соответствующих характеристик, при различных содержаниях крепителя в рециркулирующей смеси и в переосвеживающей смеси.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 609–613

ДК : 669.243 : 669.33

Маковей, К. и Бумазнов, Ф. Т.: **Вклад в исследование процессов окисления комплексных концентратов меди и никеля**

В работе дается обзор развития в мировом масштабе и основных способов получения этого металла, а также представлены результаты исследования кинетики процесса окислительного обжига в кипящем слое четырех комплексных концентратов меди и никеля.

Установлено, что до 450°C окисление проходит в кинетическом режиме; при температурах выше 540°C окисление протекает в диффузионном режиме. Скорость окисления данных концентратов зависит от исходного количества петландита, чем его больше, тем меньше скорость окисления.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 614–618

ДК : 543.06 : 681.32

Чюку, Виктория и Чюку, И.: **Использование электронного вычислителя для соблюдения грануляции угольных продуктов**

В работе представлены два текущих применения математического программирования присоблюдении грануляции угольных продуктов.

В первой части работы выявлена методология составления гранулометрических карточек и результирующих гранулометрических кривых.

Во второй части установлены логические схемы программ, написанных на языке ФОРТРАН необходимые при получении на вычислителе соответствующих карточек и кривых.

Metalurgia, 31 (1979), nr. 12, p. 619–621

METALURGIA 12
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1979

Ing. I. Şoit,
Institutul politehnic — Bucureşti
dr. fiz. L. Staicu
I.F.I.N.—Bucureşti
ing. E. Berceanu, ing. I. Butnariu,
ing. D. Zamfirescu
Institutul politehnic — Bucureşti
ing. P. Armaş
I.F.T.M.—Bucureşti

Cercetări şi experimentări asupra comportării plăcilor de oxid de beriliu (BeO) la temperaturi înalte şi asupra încălzirii electrice rezistive a furnalului

CZ : 666.763 : 539.53

Aplicarea izotopilor şi a radiaţiilor nucleare în controlul funcţionării furnalului. Folosirea izotopilor radioactivi în exploatarea furnalelor este dirijată în principal pentru a se determina :

— stabilirea vitezei de coborîre şi a timpului de staţionare a încărcăturii în furnal;

— amestecarea produselor topirii şi a materialelor în creuzetul furnalului;

— controlul profilului căptuşelii furnalului şi a zidăriei vetrei;

— măsurarea nivelului materialelor încărcate în furnal.

Prezenţa izotopilor radioactivi în încărcătura furnalului permite să se studieze coborîrea coloanei de material pe toată înălţimea furnalului, urmărindu-se cu ajutorul detectoarelor modul de coborîre a încărcăturii pînă cînd ajunge în creuzet. Pentru aceasta se aleg bulgări de minereu sau cocs în care se introduc atomi marcaţi, cu activitate redusă, care se introduc în încărcătura furnalului.

Metoda radiometrică de studiere a coborîrii coloanei de material în furnal este încă în stadiu experimental pe modele la scară semiindustrială, în numeroase ţări.

Pentru studierea uzurii căptuşelii refractare şi pentru determinarea duratei de funcţionare a diverselor straturi de căptuşeală se folosesc sursele de radiaţie introduse în zidărie. Detectoarele înregistrează radiaţia totală de la sursele învecinate, aşezate pe raza cuptorului la diferite adîncimi. Prin distrugerea căptuşelii în timpul funcţionării, sursa radioactivă care, împreună cu zidăria distrusă şi intensitatea radiaţiei, înregistrată de detector, se micşorează, dă astfel posibilitatea să se determine timpul de funcţionare a stratului de zidărie dat.

Prin verificări cu ocazia opririi furnalelor pentru reparaţii capitale, s-a constatat că rezultatele obţinute prin metoda izotopilor radioactivi sînt reale. S-a verificat, de asemenea, că un strat de cărămidă refractară de 4—5 m slăbeşte foarte mult intensitatea de radiaţie a unei surse normale. Pentru a nu majora sursa radioactivă, ceea ce este periculos în cazul trecerii acesteia în fontă, s-a adoptat metoda de a micşora sursele radioactive din zidăria vetrei şi de a măsura radioactivitatea fontei topite, ceea ce indică gradul de uzură a zidăriei vetrei, fără ca fonta să aibă o concentraţie radioactivă periculoasă. Din cercetările făcute a rezultat că uzura zidăriei vetrei este mai mare la începutul campaniei de lucru şi scade treptat, astfel că după 3—4 luni de funcţionare uzura avansează foarte puţin, în condiţiile unei funcţionări normale a furnalului.

La studiul uzurii zidăriei vetrei este necesar ca izotopii care se introduc să fie diferiţi atît pe rază, cît şi pe înălţime, pentru a se pune în evidenţă uzura diferitelor straturi din vatră, situate la diverse adîncimi şi la distanţe diferite faţă de blindaj, determinîndu-se dinamica procesului de uzură a vetrei.

La folosirea surselor de radiaţie introduse în zidărie, cu toate măsurile care se pot lua, nu se poate elimina efectul nedorit al radioactivităţii fontei prin asimilarea în aceasta a izotopilor radioactivi. Din aceste motive Institutul de fizică şi inginerie nucleară, în baza unor cercetări experimentale proprii, a pus la punct un alt sistem de măsurare a uzurii căptuşelii refractare bazat pe comportarea plăcilor de oxid de beriliu (BeO) la temperaturi înalte, înzidite în căptuşeala refactară.

Pentru cercetări s-a utilizat un furnal pe care s-a experimentat funcţionarea cu încălzire electrică, precum şi alte procese metalurgice. S-a considerat că acest agregat corespunde foarte bine, prin construcţia şi regimul său de lucru, condiţiilor impuse experimentării şi efectuării de măsurători asupra modului de comportare a plăcuţelor de oxid de beriliu în studierea uzurii căptuşelii refractare.

Experimentările efectuate au urmărit înlocuirea unei părţi din cantitatea de căldură necesară procesului, cu căldura dezvoltată direct în masa încărcăturii prin încălzire electrică rezistivă, împreună cu intensificarea proceselor de reducere directă cu ajutorul gazelor reducătoare provenite din gaz metan.

Furnalul folosit are profilul cilindric, diametrul de 500 mm, înălţimea de 2,8 m şi volumul util de circa 0,6 m³.

În figura 1 este prezentat furnalul în varianta constructivă folosită.

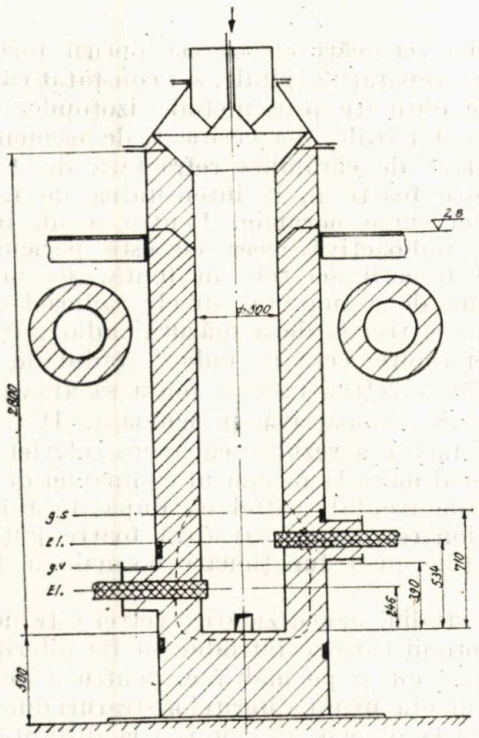


Fig. 1. Furnalul experimental

Încălzirea electrică se realizează prin trei perechi de electrozi plasaţi deasupra nivelului vetrei; fiecare pereche de electrozi este legată la secundarul unui transformator monofazat reglabil de 50 kVA.

Alimentarea cu aer cald se realizează prin patru guri de vînt cu diametrul de 20 mm, aşezate la două niveluri: 440 şi 870 mm deasupra vetrei. Gurile de vînt au racorduri de gaz metan. Poziţia în plan a electrozilor şi gurilor de vînt este arătată în figura 2.

Se folosesc trei perechi de electrozi plasaţi simetric în două plane situate deasupra şi dedesubtul planului gurilor de vînt (la 246 şi 534 mm deasupra vetrei); fiecare transformator este legat la o pereche de electrozi aşezaţi opus, unul în planul superior, altul în planul inferior, aşa cum se arată în figura 2.

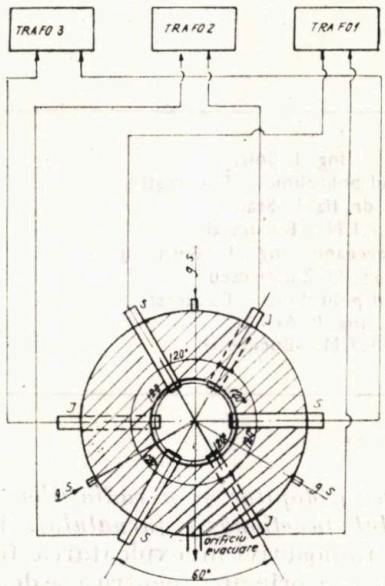


Fig. 2. Schema poziţiei electrozilor şi a gurilor de vînt

Suflarea aerului se face prin trei guri de vînt aşezate simetric într-un plan situat la 390 mm deasupra vetrei. Deasupra electrozilor superiori, la nivelul 710 mm deasupra vetrei, s-a mai prevăzut o gură de vînt, pentru observaţii şi introducere eventuală de gaze reducătoare.

Pentru experimentări furnalul a fost prevăzut cu o mică instalaţie de tip continuu, pentru conversia gazului metan cu aer, de 50 Nm³/h, de la care gazul reducător poate fi introdus în furnal fie printr-o gură de vînt normală, fie prin gura de vînt de deasupra electrozilor superiori.

Electrozii utilizaţi au fost din grafit de fabricaţie Carbochim; în prima variantă au fost cu diametrul de 125 mm, iar în varianta a doua, cu diametrul de 100 mm. Izolarea faţă de manta s-a făcut cu manşoane cilindrice din beton refractar, montate în ştuţuri de tablă sudate la manta. În varianta a doua s-a introdus, cu rezultate bune, un răcitor circular, la îmbinarea ştuţului cu mantaua.

Căptuşeala refractară a furnalului a avut grosimea de circa 240 mm şi s-a realizat din cărămizi de şamotă aluminoasă. La experimentări au fost folosite, în zona orificiilor pentru electrozi şi guri de vînt, blocuri speciale cu orificii de dimensiunile necesare. Din cauza pierderilor mari de căldură nu s-a recurs la răcirea zidăriei (stropire pe manta) decît atunci cînd uzura era avansată.

Experimentările au urmărit în primul rînd verificarea posibilităţilor practice de folosire a încălzirii electrice rezistive ca sursă de căldură în furnal, precum şi efectele combinării încălzirii electrice cu injectarea gazului metan.

Metodă pentru urmărirea uzurii căptuşelii refractare a cuptoarelor şi agregatelor industriale cu ajutorul reacţiei gama-neutron. Metoda se bazează pe efectul de fotodezintegrare a nucleelor unei ţinte (reacţia gama-neutron), sub acţiunea iradierii gama apărînd neutroni. Ţintele de material fotodezintegrabil, sub formă de placă, se introduc în anumite poziţii prestabilite din căptuşeala refractară, de regulă poziţii a căror uzură interesează în mod deosebit.

Cînd uzura căptuşelii refractare ajunge la aceste plăci, ele sînt distruse parţial sau scoase din locul lor, moment ce este evidenţiat de micşorarea sau anularea semnalului la sonda detectoare de neutroni. Amplasarea sursei gama şi a detectorului de neutroni se face la exteriorul cuptorului şi cît mai aproape de peretele acestuia.

Metoda evită complet contaminarea radioactivă a materialelor produse în aceste cuptoare, deoarece plăcile de marcare nu sînt radioactive, ele emiţînd neutroni numai pe durata iradierii gama din exterior. De asemenea, riscul iradierii personalului este redus, întrucît controlul existenţei plăcilor de marcare se face periodic, sursa gama de iradiere nestaţionînd lîngă cuptor.

În funcţie de condiţiile de lucru (temperatură, alcătuirea zidăriei refractare ş.a.) metoda foloseşte, ca material pentru plăcile de marcare, beriliul sau compuşi ai acestuia (BeO). Sursa de radiaţii gama trebuie să aibă energia peste energia de legătură a neutronului în nucleu, pentru a putea provoca reacţia gama-neutron.

Cele mai mici energii de legătură a neutronului au nucleele de beriliu (1,63 MeV) şi de deuteriu (2,23 MeV). Activitatea sursei trebuie să asigure controlul eficient al prezenţei (sau absenţei) plăcii de marcare, înzidită anterior în refractar la adîncimea dorită.

În lucrarea de faţă, privind urmărirea uzurii căptuşelii refractare a furnalului experimental s-a folosit o sursă de radiaţii γ de Sb—124 cu activitatea $A = 2\,000$ mCi. Sonda de neutroni utilizată este echipată cu un contor tip 15 NH 15 umplut cu gaz (He—3), iar electronica de prelucrare a impulsurilor date de contorul de neutroni este alcătuită din trei cartele cu circuite imprimate: înaltă tensiune, filtrul şi amplicatorul—discriminator. Pentru măsurarea impulsurilor s-a folosit un numărător NUMECINT—88.

Pentru simularea condiţiilor de lucru de la furnalul experimental s-a realizat geometria din figura 3, iar în tabelul 1 sînt cuprinse rezultatele obţinute.

Pentru poziţionarea exactă a plăcilor de BeO în căptuşeala refractară, în sensul cunoaşterii influenţei reciproce a semnalului de neutroni al diferitelor plăci învecinate, s-au făcut

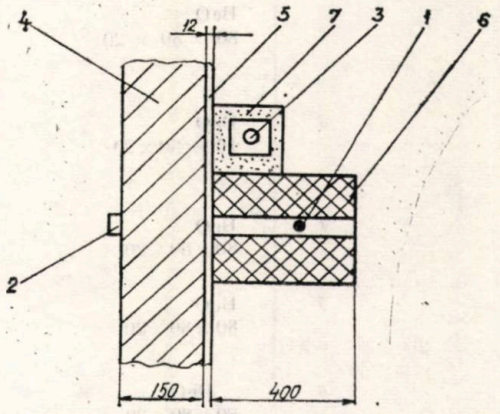


Fig. 3. Dispoziţia sursei γ şi a sondei de neutroni:
1 — sursă γ; *2* — ţintă Be (BeO); *3* — sondă de neutroni; *4*—cărămidă refractară; *5* — oţel; *6* — ecran plumb; *7* — parafină

măsurători pe diferite variante ale geometriei furnalului. Aceste variante sînt bazate pe geometria din figura 3 faţă de care s-a schimbat numai poziţia şi mărimea ţintei. S-a marcat cu un punct locul de aplicare a fasciculului în cazul cînd acesta este perpendicular pe planul plăcilor de BeO, sau cu săgeată, în cazul vederii laterale. Plăcile sînt reprezentate haşurat, iar stratul de material refractar, punctat.

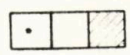
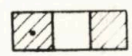
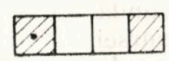
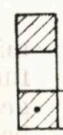
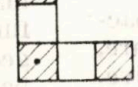
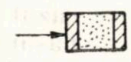
Din tabelul 1 reţine atenţia faptul că există posibilitatea înzidirii în căptuşeala refractară a unor plăci de BeO distanţate între ele la minimum 200 mm; în acest caz, viteza de numărare este mărită cu 25% prin prezenţa unei plăci aflate la 200 mm de cea axată pe fasciculul γ. De asemenea, se observă că pentru urmărirea mersului uzurii căptuşelii în adîncimea acesteia se poate folosi un sistem de plăci dispuse în grosime, aşa încît pe măsura uzurii căptuşelii valoarea semnalului la sonda de neutroni scade corespunzător reducerii numărlui de plăci de BeO (poziţiile *2*, *9* şi *10*) la care vitezele de numărare sînt 26, 35 şi respectiv 29 imp./min.

Aceste experimentări au avut ca scop verificarea pe furnal a metodei de măsurare a uzurii căptuşelii refractare cu ajutorul reacţiei (γ, n).

Schiţa acestui furnal şi a modului în care s-au înzidit plăcile de BeO în căptuşeala refractară se arată în figura 4, iar dispoziţia sursei γ şi a sondei de neutroni, în figura 3.

După terminarea înzidirii furnalului s-au făcut măsurători pentru verificarea existenţei plăcilor în poziţiile respective; rezultatele obţinute sînt prezentate în tabelul 2.

Tabelul 1

Nr. poz.	Poziția	Vit. numărare totală, V_{imp}/min	Vit. numărare fără fond, $(V-F)_{imp}$/min
1	Fond nat. + γ(F)	9	—
2	BeO 80 × 80 × 20	35	26
3	BeO 160 × 80 × 20	61	52
4	BeO 80 × 80 × 20 	31	22
5	BeO 80 × 80 × 20 	15	6
6	BeO 80 × 80 × 20 + 80 × 80 × 20 	46	37
7	BeO 80 × 80 × 20 + 80 × 80 × 20 	40	31
8	BeO 80 × 80 × 20 + 80 × 80 × 20 + 80 × 80 × 20 	58	49
9	BeO 80 × 80 × 40	44	35
10	BeO + căr. refr. + BeO 80 × 80 × 20 + 80 căr. refr. + 80 × 80 × 20 	38	29

Tabelul 2

Nr. crt.	Poziția	Vit. numărare totală, V_{imp}/min	Vit. numărare fără fond, $(V-F)_{imp}$/min
1	Fond nat. + γ	5	—
2	Placa 1 - Sγ lipită de mantaua de oțel	1 540	1 535
3	Placa 1 — Sγ la 100 mm de mantaua de oțel	225	220
4	Placa 2 — Sγ lipită de mantaua de oțel	110	105
5	Placa 2 — Sγ la 100 mm de mantaua de oțel	25	20
6	Placa 2 — Sγ la 200 mm de mantaua de oțel	10	5

Se observă diferența netă între vitezele de numărare măsurate în poziția *2—3*, pe de o parte, și *4 —6*, pe de altă parte, ca urmare a creșterii distanței dintre sursa γ și placa BeO, fapt care confirmă considerentele teoretice și rezultatele din tabelul 1 pe geometria simultană de furnal (poz. *9* și *10*).

Procesele tehnologice din furnal au loc în sisteme fazice ce cuprind topituri metalice, zgure lichide, fază gazoasă solidă aflată în permanent contact cu celelalte. Căptușeala refractară a furnalului este supusă unor acțiuni complexe : erodări chimice, temperaturi înalte, șocuri termice și mecanice etc., care fac ca uzura acesteia să ridice serioase probleme în exploatare. Dintre toate cuptoarele și agregatele industriale, furnalul prezintă condițiile cele mai dificile pentru utilizarea căptușelii refractare datorită funcționării lui continue, imposibilității efectuării lucrărilor de întreținere și specificului procesului tehnologic bazat pe mișcarea descendentă a încărcăturii solide și, în contracurent, circulația ascendentă a gazelor.

Experimentările din etapa a doua au cuprins elaborarea de șarje de fontă și zgure de diferite compoziții, precum și experimentări privind încălzirea electrică a furnalului și gazificarea cocsului. În aceste condiții, zidăria refractară a fost supusă la un regim termic mai sever decît cel obișnuit. Astfel în zona în care s-au

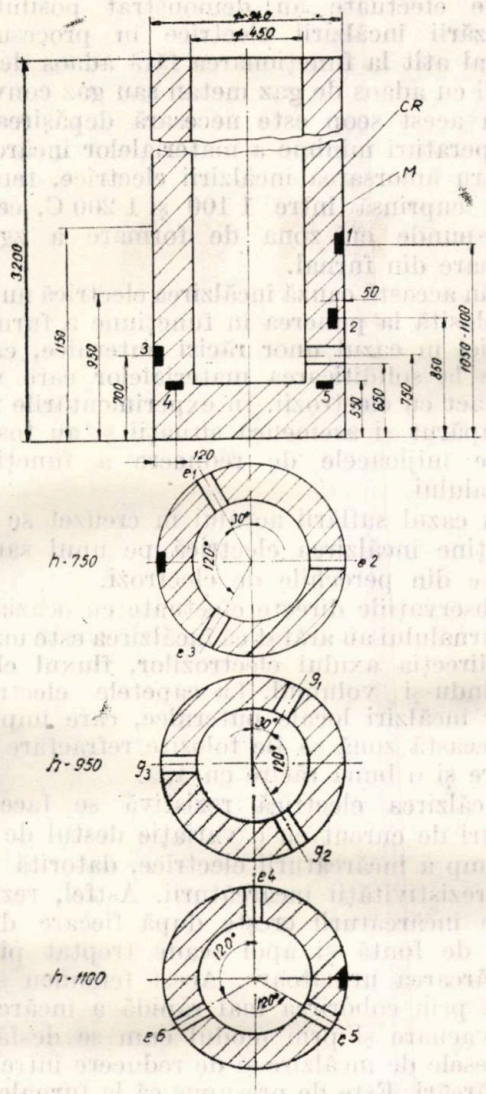


Fig. 4. Modul de înzidire a plăcilor de BeO (1—5 plăci BeO): *1,2,3* — 80×80×20; *4,5* — 40×40×20; $e_1 - e_6$ — electrozi; $g_1 - g_3$ — guri de vînt; *CR* — căptușeală refractară; *M* — manta de oțel

plasat plăcile de BeO temperatura a fost în mod constant de 1 500—1 600°C, cu precădere mai mare în zona plăcii 3 (fig. 4, 5).

Măsurătorile de urmărire a uzurii căptușelii refractare s-au făcut în cinci etape la intervale de timp corespunzătoare numărului de șarje elaborate în furnal, adică la diferite grade de uzură a zidăriei refractare. Rezultatele măsurătorilor efectuate pe furnalul în funcțiune (tab. 3) au confirmat atît pe cele obținute „la rece" (tab. 2) înaintea pornirii furnalului, cît și după încetarea funcționării.

Este de menționat că, drept urmare a rezultatelor din seria a IV-a, furnalul a fost imediat oprit, iar cele din seria aV-a sînt valori obținute după oprirea furnalului.

După cum indică datele din tabelul 3, viteza de numărare la placa 3 a scăzut considerabil pînă la valoarea fondului, ceea ce indică fără îndoială distrugerea sa. Această constatare urmează să fie confirmată încă o dată atît prin analiza chimică a șarjei elaborate, cît și la demolarea zidăriei furnalului. În privința plăcilor 1 și 2, acestea au dat aceleași viteze de numărare ca și în situația „la rece", indicînd astfel prezența lor în căptușeală, precum și faptul că nu s-au deteriorat din cuza solicitărilor termice, chimice, mecanice etc. la care au fost supuse în furnal.

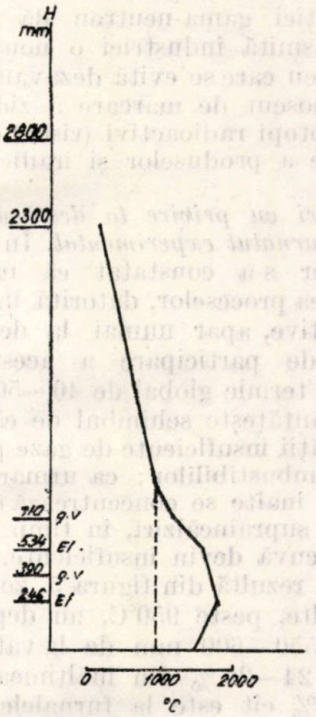


Fig. 5. Variația temperaturii în furnalul experimental

Tabelul 3

Nr. crt.	Poziția	Vit. numărare totală, V_{imp}/min	Vit. numărare fără fond, $(V-F)_{imp}$/min
1	Fond. nat. + γ	5	—
2	Placa 1 — I	1 870	1 865
3	„ — II	1 850	1 845
4	„ — III	1 550	1 545
5	„ — IV	1 380	1 375
6	„ — V	1 350	1 345
7	Placa 2 — I	120	115
8	„ — II	200	195
9	„ — III	170	165
10	„ — IV	120	115
11	„ — V	160	155
12	Placa 3 — I	1 320	1 315
13	„ — II	1 850	1 845
14	„ — III	1 330	1 326
15	„ — IV	6	—
16	„ — V	7	—

Rezultatele obținute prin metoda reacției gama-neutron indică uzura avansată a căptușelii refractare în dreptul electrozilor inferiori unde ajunge pînă la mantaua de oțel (dispariția plăcii 3), deoarece aici temperatura este

maximă, precum și rezistența mai bună la uzură în zonele plăcilor 1 și 2 situate spre cuva furnalului, ceea ce s-a constatat și la demolarea zidăriei.

Încheierea cu succes a experimentărilor de urmărire a uzurii căptușelii refractare cu ajutorul reacției gama-neutron dă posibilitatea să se transmită industriei o nouă metodă și aparatura cu care se evită dezavantajele procedeului cunoscut de marcare a zidăriei refractare cu izotopi radioactivi (riscul contaminării radioactive a produselor și iradierea personalului).

Constatări cu privire la desfășurarea proceselor din furnalul experimental. În urma experimentărilor s-a constatat că modificări în desfășurarea proceselor, datorită încălzirii electrice rezistive, apar numai la depășirea unei proporții de participare a acestei încălziri în bilanțul termic global de 40 —50 %. În acest caz se înrăutățește schimbul de căldură datorită cantității insuficiente de gaze produse prin arderea combustibililor; ca urmare zona temperaturilor înalte se concentrează către creuzet unde apar supraîncălziri, în timp ce temperaturile din cuvă devin insuficiente.

Așa cum rezultă din figura 5, zona temperaturilor înalte, peste 950°C, nu depășește înălțimea de 550 —600 mm de la vatră, ceea ce reprezintă 24 —26 % din înălțimea utilă, față de 37 —42 % cît este la furnalele clasice. În condițiile măririi cantității de gaze prin adaos de gaz de conversie, zona temperaturilor peste 950°C a reprezentat circa 37 % din înălțimea utilă. Prin urmare, în cazul cînd încălzirea electrică depășește 40 —50 % din totalul consumului de căldură, se poate ajunge la o situație normală a variației temperaturilor în furnal, dacă se adaugă gaze reducătoare în zona creuzetului și dacă încălzirea electrică este realizată simetric.

În cazul experimentărilor cu o așezare simetrică și mai avantajoasă a electrozilor, s-a putut obține un profil de temperatură apropiat de normal, datorită în principal așezării electrozilor, precum și unei creșteri a intensității de funcționare față de perioadele anterioare.

Experimentările au arătat că în condițiile încălzirii electrice durata de trecere a încărcăturii prin furnal trebuie să fie micșorată pentru a asigura un schimb de căldură normal. În acest caz se pune problema intensificării proceselor de reducere directă și a asigurării unei bune reductibilități a încărcăturii. Astfel la o experimentare s-a putut ajunge la o creștere a producției orare de fontă de la 17 —27 kg/h, la circa 45 kg/h, în condițiile folosirii gazelor reducătoare și a folosirii unei încărcături parțial prereduse (metalizare circa 9 %).

Constatări cu privire la încălzirea electrică rezultată la furnalul experimental. Experimentările efectuate au demonstrat posibilitatea utilizării încălzirii electrice în procesul din furnal atît la funcționarea fără adaos de gaze, cît și cu adaos de gaz metan sau gaz conversie.

În acest scop este necesară depășirea unei temperaturi minime a materialelor încărcăturii pentru amorsarea încălzirii electrice, temperatură cuprinsă între 1 100 și 1 200°C, ceea ce corespunde cu zona de formare a zgurelor primare din furnal.

Din această cauză încălzirea electrică nu poate fi folosită la punerea în funcțiune a furnalului și nici în cazul unor răciri puternice, care ar duce la solidificarea materialelor care vin în contact cu electrozii. În experimentările făcute au apărut și asemenea situații și au fost stabilite mijloacele de reducere a funcționării furnalului.

În cazul suflării aerului în creuzet se poate menține încălzirea electrică pe unul sau mai multe din perechile de electrozi.

Observațiile directe efectuate cu ocazia golirii furnalului au arătat că încălzirea este maximă pe direcția axului electrozilor, fluxul electric mărindu-și volumul. La capetele electrozilor apar încălziri locale puternice, care impun ca în această zonă să fie folosite refractare superioare și o bună răcire cu apă.

Încălzirea electrică rezistivă se face fără salturi de curent cu o variație destul de lentă în timp a încărcăturii electrice, datorită variației rezistivității încărcăturii. Astfel, rezistivitatea încărcăturii crește după fiecare descărcare de fontă și apoi scade treptat pînă la descărcarea următoare. Acest fenomen se explică prin coborîrea mai rapidă a încărcăturii la evacuare și prin modul cum se desfășoară procesele de încălzire și de reducere între două descărcări. Este de presupus că la furnale mari aceste variații vor deveni insignifiante; în cazul furnalului erau necesare unele reglări manuale ale încărcăturii electrice, astfel ca puterea totală absorbită să fie cît mai uniformă în timp.

Au fost efectuate determinări ale rezistivității încărcăturii pe zone. De asemenea, s-a determinat densitatea de curent în electrozi (10 —14 A/cm^2 și uneori 22 —25 A/cm^2). Nu au putut fi stabiliți indici de consum de electrozi, deoarece uzura acestora a fost lentă și perioadele de funcționare au fost prea scurte.

Experimentările au dus la concluzia că soluția de realizare a încălzirii, folosită la experimentările cu trei perechi de electrozi montați în vecinătatea planului gurilor de vînt și alimentați cu transformatoare monofazice, poate fi recomandată pentru aplicarea în condiții industriale.

Experimentările efectuate la furnal au demonstrat posibilitatea folosirii încălzirii electrice rezistive, în scopul micșorării consumului specific de cocs și al intensificării proceselor.

Au fost lămurite unele particularităţi ale procesului din furnal, în condiţiile încălzirii electrice, au fost obţinute date asupra caracteristicilor electrice ale încărcăturii şi s-a acumulat o oarecare experienţă în conducerea procesului.

Experimentările efectuate au arătat că folosirea energiei electrice poate reprezenta o cale de micşorare a consumului specific de cocs la furnale, prin folosirea (indirectă) a unor combustibili nedeficitari.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dobrovici, D. ş.a. *Metalurgia fontei.* Bucureşti, Editura tehnică, 1966.
[2] Bogdany, L. *Die Reduktion der Eisenerze.* Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1967.
[3] Pecorari, A. *Procedeul electric Lubatti de reducere a minereurilor.* În : Radex-Rundschau, nr. 4/5, 1954.
[4] Kopelovici, A. *Automaticeskie regulirovanie v cernoi metallurghii.* Metallurghizdat, 1963.
[5] Allean W.D. *Neutron detection.* Londra, 1960.
[6] Vlasov, N.A. *Neitronl,* Moscova, 1971.
[7] Kulikov, I.S. Popov, I.A. *Folosirea izotopilor radioactivi în metalurgie.* Bucureşti, Editura tehnică, 1957.

DOCUMENTARE

Planurile de dezvoltare ale siderurgiei din R.P. Chineză

Planul decenal 1976—1985 al P.R. Chineze prevede dublarea producţiei actuale de oţel de la 30 mil. t la 60 mil. În cadrul planului decenal, ritmul de industrializare anual al ţării este de 10%. Firmele japoneze vor participa la construirea uzinei de la Paoshan, la modernizarea uzinelor de oţeluri speciale şi la alte investiţii. Deoarece minereul de fier chinez este sărac, se va importa mineu bogat din Australia şi Brazilia. În afară de aceasta, R.P. Chineză intenţionează să înceapă exploatarea zăcămintelor de minereu de la Schechiaying, la 300 km sud de Beijing, şi să dezvolte mina de fier de la Nan Fen.

Siderurgia Cehoslovaciei

În 1978, producţia de oţel a Cehoslovaciei a fost de peste 15 mil. t. Pentru anul 1980 sînt prevăzute următoarele producţii : fontă brută — 10,5 mil. t, oţel — 16 mil. t, laminate — 11,5 mil. t. Una din principalele direcţii de dezvoltare a siderurgiei acestei ţări o reprezintă creşterea producţiei de oţeluri de calitate. La Kladno sînt în curs lucrările de construcţie a unei uzine moderne, a cărei producţie va fi destinată cerinţelor ţărilor membre ale CAER. Principalul producător de oţeluri de convertizor cu oxigen va fi uzina de la Trnec.

Producţia de oţel a Italiei pe procedee, utilizări şi categorii, în ultimii trei ani

	1976		1977		1978	
	mii t	%	mii t	%	mii t	%
Procedee						
Martin	1 956	8,3	1 582	6,8	1 511	6,2
Electric	10 819	46,2	11 291	48,4	12 299	50,6
Convertizor LD	10 664	45,5	10 452	44,8	10 465	43,2
Utilizări						
Lingouri	15 398	65,7	14 106	60,5	14 013	57,7
Turnare continuă	7 809	33,3	8 986	38,5	10 035	41,3
Piese turnate	240	1,0	242	1,0	235	1,0
Categorii de oţel						
De calitate inferioară şi de calitate	18 993	81,0	18,515	79,3	19 135	78,8
Special nealiat	1 121	4,8	1 270	5,5	1 457	6,0
Special aliat	3 333	14,2	3 549	15,2	3 691	15,2
Total	23 447	100,0	23 334	100,0	24 283	100,0

(În : *La metallurgia italiana, Italia, nr. 2, 1979, p. 70*)

Noutăţi din industria siderurgică a Japoniei

Prin îmbunătăţiri succesive care au condus la o laminare în două sensuri, din fiecare capăt spre mijloc, societatea NKK a ajuns la o scoatere de sleburi din lingouri de oţel de 96,0—96,4%, media pe plan mondial fiind de 90—92%.

Societatea NKK propune utilizarea unui schimbător de căldură de tip Rothe-Muller pentru recuperarea căldurii gazelor de evacuare din cauperele furnalului nr. 2 de la Ogishima. În acest tip de schimbător de căldură, conductele de evacuare şi de aer se rotesc încet în jurul unui element fix din tablă de oţel : gazul de ardere părăseşte preaîncălzitorul la 250°C şi aerul, care va fi utilizat la arderea din preîncălzitor, va fi încălzit la 200°C. Societatea NKK recuperează deja sub formă de energie electrică presiunea gazului de furnal. La Fukuyama se obţin 9 500 kW din gazul de furnal, la o presiune de 24 mPa la o temperatură de 50°C şi pentru un debit de 460 mii m³/h. Acest echipament este de tip Kawasaki-Sofrair, iar cele proiectate pentru furnalul nr. 1 de la Ogishima şi pentru furnalul de la Fukuyama sînt de tipul Mitsui şi vor produce 16 000 şi respectiv 154 000 kW. Un alt echipament destinat furnalului nr. 2 de la Ogishima, în fază de construcţie în prezent, este de concepţie sovietică şi produce 11000 kW. Ambele furnale nr. 1 şi nr. 2 de la Ogishima vor fi dotate cu dispozitive de deumidificare de tip preinsuflare-răcire, care vor reduce umiditatea, de la 20—26 gm ^{3} la 5—6 gm ^{3} pe timp de vară, în Japonia. Un echipament similar va fi instalat la furnalul nr. 5 de la Fukuyama. Reducerea umidităţii va duce la scăderea consumului de cocs şi a conţinutului de siliciu din metalul lichid. Pe lîngă obţinerea unei funcţionări mai stabile a furnalului, acest conţinut redus de siliciu va duce la îmbunătăţirea performanţelor convertizoarelor cu oxigen.

Un nou tip de dispozitiv de deşunderizare, care va înlocui decaparea cu acid, a fost pus la punct de societatea Nippon Steel Corporation şi de Ishikawajima-Harima Heavy Industries. Co. Ltd. Acest dispozitiv, numit ISHICLEAN, utilizează jeturi de apă cu presiune mare care poartă agenţi abrazivi cum ar fi nisip de fier. Instalaţia montată la uzina Yawata decapează oţel silicios şi benzi laminate la rece cu lăţimea de 508—1 270 mm şi grosimea de 1,6—4,5 mm, cu o viteză de 250 m/min. Viteza de decapare convenţională cu acid este de 180 m/min.

(În : *Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 2, 1979, p. 7*)

Etalonarea umidometrelor cu neutroni utilizate la reglarea automată a cantității de cocs introdus în furnal

Fiz. N. Nat, fiz. C. Gheorghieș, ing. V. Neamțu și fiz. E. Strungă
Combinatul siderurgic — Galați

CZ : 551.508.7 : 53.089.6

După cum se știe, în procesele metalurgice ce au loc în furnale, cocsul îndeplinește rolul atît de reducător, cît și de combustibil, fiind necesară existența unui raport C/Fe bine determinat și cît mai stabil. Prin programarea și dozarea încărcării furnalului se poate asigura constanta raportului C/Fe cu condiția ca umiditatea cocsului să fie constantă. În condițiile în care umiditatea cocsului variază, de exemplu în domeniul 0 —13 % H_2O, menținerea constantă C/Fe prin utilizarea rezultatelor analizei de umiditate a cocsului efectuată în laborator este dificilă, practic imposibil de realizat datorită faptului că :

— durata unei analize este de 2 —3 h, timp în care de cele mai multe ori umiditatea cocsului variază cu 3 —4 % apă și uneori chiar mai mult ;

— prelevarea probelor semnificative pentru cantitatea de cocs utilizată la furnal într-un anumit interval de timp, chiar pentru o singură încărcare, este deficilă, ceea ce duce la rezultate de analiză cu erori mari.

Variația raportului C/Fe, datorită umidității cocsului, are repercusiuni asupra calității fontei [1], [2], care la rîndul ei influențează negativ procesele siderurgice ce au loc la oțelării.

Prin introducerea calculatoarelor de proces, precum și a sistemului de cîntărire și dozare automată a materiilor prime introduse în furnal s-au creat premisele existenței posibilității menținerii constante a raportului C/Fe, dacă însă se cunoaște în mod continuu umiditatea cocsului. Această cunoaștere a umidității cocsului favorizează calcularea reală a cocsului consumat cu implicații asupra costului [3].

Aparatele care se dovedesc a fi capabile a măsura în flux continuu umiditatea cocsului sînt umidometrele cu neutroni ce folosesc sonde de adîncime montate în interiorul pîlniei cîntar [4], [7] (fig. 1).

Utilizarea umidometrelor cu neutroni la măsurarea umidității cocsului de la furnale trebuie să se facă ținînd seamă de faptul că indicațiile acestora sînt afectate de :

a — parametrii aparaturii în care se includ tipul detectorului utilizat, materialul din care este construită sonda, geometria sursă — detector ;

b — grosimea și materialul din care este confecționat tubul de protecție a sondei cu neutroni. Variațiile de ± 1 mm a grosimii pereților tubului de protecție confecționat din oțel

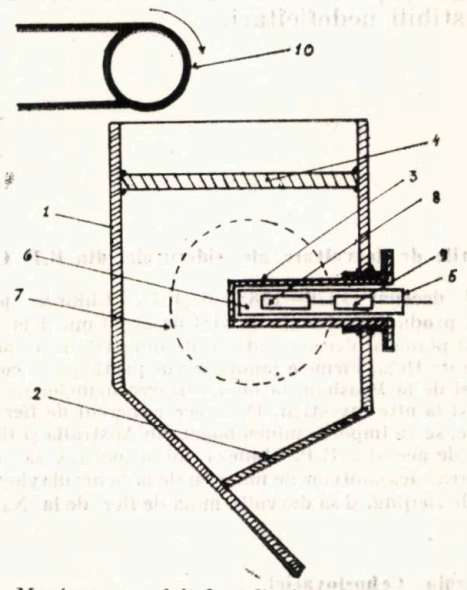


Fig. 1. Montarea sondei de adîncime în buncărul cîntar : *1* — buncărul cîntarului de cocs ; *2* — trapa de evacuare a cocsului în schip ; *3* — teaca de protecție a sondei ; *4* — bara profil U de protecție a tecii de protecție la lovirea directă cu cocs de pe bandă ; *5* — sonda de adîncime ; *6* — sursa de neutroni ; *7* — limita maximă a razei de influență ; *8* — detectorul de neutroni termici ; *9* — preamplificator ; *10* — tamburul benzii transportoare de cocs

nu influențează în limite sesizabile indicațiile umidometrelor ;

c — volumul materialului măsurat. Dacă acest volum este mai mare decît volumul „sferei de influență", care are raza dată de relația :

$$R = 15\sqrt[3]{\frac{100}{H_v}}, \text{ cm}$$

unde H_v este umiditatea volumetrică a materialului de măsurat, indicațiile umidometrului nu mai depind de volumul materialului măsurat. În cazul cocsului utilizat la furnale raza sferei de influență este mai mică de 1 200 mm ;

d — densitatea în vrac a cocsului. În urma cercetărilor efectuate [4] a reieșit că în cazul cocsului de furnal această densitate este practic constantă, neexistînd o variație a indicațiilor cu granulația cocsului introdus în furnal.

Avînd în vedere factorii care influențează indicațiile umidometrelor, acestea se livrează de furnizor neetalonate, urmînd ca etalonarea să se facă după montarea în fluxul tehnologic. Etalonarea umidometrelor nucleare în fluxul

tehnologic este o operație adesea delicată și laborioasă [5]—[7] și se întîmpină următoarele dificultăți :

— Datorită neomogenității umidității cocsului, probele prelevate pentru determinarea umidității prin metoda gravimetrică dau rezultate cu o eroare mare, ceea ce duce la obținerea unei precizii mici de etalonare, putînd să se ajungă la situația în care indicațiile acestor aparate să nu mai poată satisface necesitățile tehnologice.

— Probele luate (de ordinul kilogramelor sau zecilor de kilograme) nu pot fi semnificative pentru întreaga cantitate de cocs care ajunge în buncărul cîntar (4—8 t de exemplu) mai ales atunci cînd în timpul încărcării variază umiditatea cocsului.

— Deoarece la etalonare sînt necesare valori ale umidității cocsului în aproape întreg domeniul de măsură, iar variația dirijată a umidității cocsului este dificil de realizat în practică, durata unei etalonări este destul de lungă (de exemplu 940 h/om pentru o precizie $2\sigma = \pm 0{,}54$ % apă, ($P = 90\%$) [5], [6]) și evident și costul acestei operații este mare.

Pe baza cercetărilor efectuate [7] s-a ajuns la concluzia că toate aceste dificultăți se elimină și se poate obține o curbă de etalonare cu un nivel de încredere a indicațiilor umidometrului de $\Delta X = \pm 0{,}42$ % apă ($P = 95\%$) într-un timp relativ scurt (în cazul nostru de aproximativ 200 h/om) dacă se utilizează următorul procedeu :

Se ia cocs de pe banda transportoare, se omogenizează și se introduce într-un buncăr

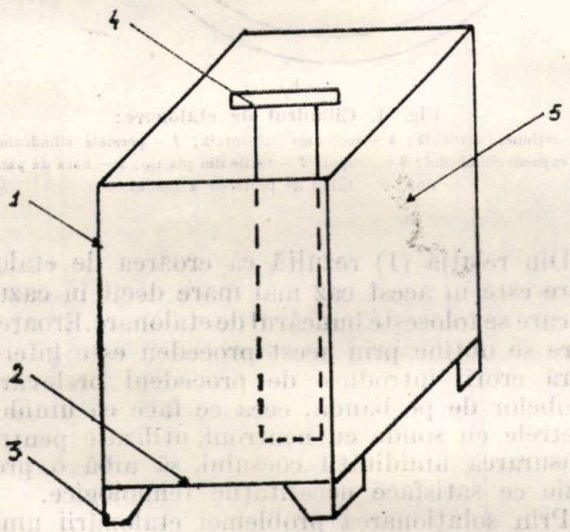


Fig. 2. Buncărul de etalonare:
1 — corpul buncărului; *2* — fundul cu găuri Ø = 10 mm; *3* — piciorul buncărului; *4* — teaca de protecție a sondei; *5* — ușa laterală

de etalonare cu dimensiuni „Infinite" față de „Sfera de influență" (în cazul prezentat buncărul a fost de formă paralelipipedică cu dimensiunile 140 × 140 × 140 cm) (fig. 2).

În acest buncăr s-a introdus sonda de adîncime cu teaca de protecție. Buncărul de etalonare a fost montat în apropierea pîlniei cîntar și astfel nu a fost necesară modificarea circuitului electric al umidometrului. Din cocsul introdus în buncărul de etalonare s-au luat prin metoda sfertuirii cîte opt probe de aproximativ 4 kg care, după ce au fost concasate la o granulație mai mică de 20 mm, au fost trimise la laborator pentru determinarea umidității prin metoda gravimetrică, efectuîndu-se cîte două probe paralele. Media rezultatelor date de laboratorul chimic și cu media indicațiilor umidometrului constituiau un punct (X, Y) pe graficul de etalonare. Prin adăugarea unei anumite cantități de apă la cocsul din buncărul de etalonare se pot obține punctele de etalonare în întreg domeniul de măsură.

Avînd în vedere faptul că la o unitate cu multe furnale, avînd un număr mare de umidometre cu neutroni utilizate la măsurarea umidității cocsului, metoda de mai sus duce la un consum mare de timp și avînd în vedere numărul mare de determinări ce se efectuează în laborator apare și un consum mare de energie electrică. Chiar în condițiile în care umidometrele au caracteristici electronice foarte stabile în timp se impune a se efectua această etalonare ori de cîte ori se schimbă tecile de protecție sau apar unele defecțiuni ale aparatului.

În vederea reducerii timpului de etalonare s-a perfecționat metoda arătată mai sus prin utilizarea unor etaloane confecționate din materiale reproductibile și stabile. În acest sens s-a utilizat un recipient de formă cilindrică umplut cu nisip uscat. Raza cilindrului s-a ales astfel încît indicațiile umidometrului să nu poată fi influențate de eventualele materiale existente în exteriorul cilindrului chiar dacă acestea conțin o cantitate mare de hidrogen. În centrul cilindrului s-a introdus o teacă de protecție a sondei de dimensiuni și material identice cu tecile utilizate în fluxul tehnologic. Distribuite pe cercuri concentrice (fig. 3) s-au introdus tuburi din material plastic de diferite diametre. În aceste tuburi se pot introduce diferite bare din parafină de diametre exterioare egale cu diametrele interioare ale tuburilor. Pentru protecția mecanică a barelor de parafină acestea au fost acoperite cu material plastic rezistent.

Cilindrul de etalonare se acoperă cu un capac metalic, astfel încît să rămînă numai orificiile tuburilor din material plastic și cel al tecii de protecție. În acest fel se asigură protecția nisipului la eventuala umezire sau impurificare în timp cu diferite substanțe. După confecționarea cilindrului de etalonare s-a introdus în teaca de protecție sonda de neutroni a unui umidometru, care a fost în prealabil etalonat folosind buncărul de etalonare. Prin

modificarea numărului de bare introduse în tuburile cilindrului de etalonare s-au obținut diferite indicații ale umidometrului.

Ținîndu-se seamă de curba de etalonare a umidometrului se determină o umiditate echivalentă pentru o poziție și un număr bine

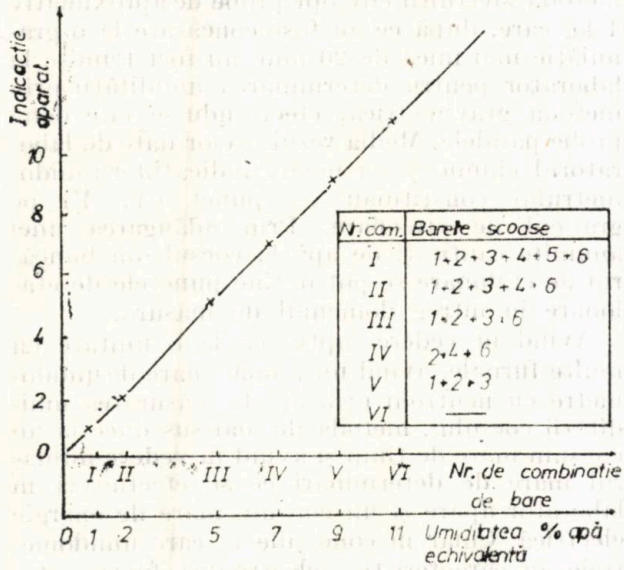


Fig. 3. Curba de etalonare

determinat de bare de parafină introduse în tuburile cilindrului de etalonare (fig. 4). Prin repetarea acestei operații s-a constatat în timp că există o perfectă reproductibilitate a indicațiilor umidometrului. Odată stabilită valoarea umidității echivalente pentru diferite configurații de bare de parafină ce se introduc în cilindrul de etalonare, se pot etalona foarte repede și celelalte aparate nucleare utilizate pentru măsurarea umidității cocsului.

La stabilirea erorii de etalonare trebuie să se țină seamă că abaterea standard relativă în acest caz este dată de relația :

$$\sigma = \sqrt{\sigma_{bunc.}^2 + \sigma_a^2} \qquad (1)$$

unde : $\sigma_{bunc.}$ este abaterea standard relativă a umidometrului utilizat pentru determinarea umidității echivalente ;

σ_a — abaterea standard relativă introdusă de fluctuațiile statistice ale sursei radioactive a umidometrului ce se etalonează și este dată de relația :

$$\sigma_a = 1/\sqrt{2\tau n}$$

unde : τ este constanta de timp a cadențmetrului ;

n — viteza de măsurare care este proporțională cu valoarea umidității.

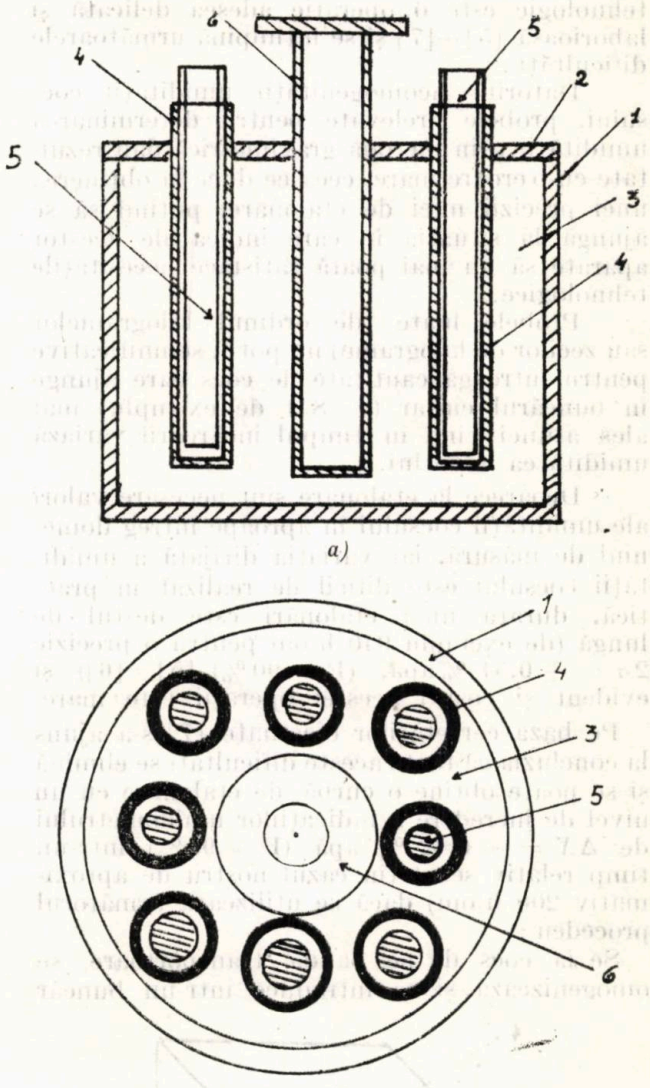


Fig. 4. Cilindrul de etalonare:
a — secțiunea verticală ; *b* — secțiunea orizontală ; *1* — peretele cilindrului ; *2* — capacul cilindrului ; *3* — nisipul ; *4* — tecile din plastic ; *5* — bara de parafină ; *6* — tubul de protecție a sondei

Din relația (1) rezultă că eroarea de etalonare este în acest caz mai mare decît în cazul în care se folosește buncărul de etalonare. Eroarea care se obține prin acest procedeu este inferioară erorii introduse de procedeul prelevării probelor de pe bandă, ceea ce face ca umidometrele cu sonde cu neutroni, utilizate pentru măsurarea umidității cocsului, să aibă o precizie ce satisface necesitățile tehnologice.

Prin soluționarea problemei etalonării umidometrelor cu neutroni se creează posibilitatea de a se comunica în mod continuu calculatorului de proces informațiile reale despre umiditatea cocsului, ceea ce permite corecția cantității de cocs introdusă în furnal, astfel încît raportul C/Fe să fie menținut constant, precum și calcularea exactă a consumului real de cocs.

BIBLIOGRAFIE

[1] Bouvcez, B. În: CIT, nr. 3, 1970, p. 689.

[2] Kudoiarov, M.C. ș.a. *Avtomaticeskii kontrol vlajnosti skipovo koksa neitronim metodom.* În: Stal, nr. 9, 1971, p. 782—783.

[3] Nat, N. *Aplicațiile izotopilor radioactivi în siderurgie.* Studiu — Combinatul siderugic — Galați, 1972.

[4] Nat, N. și Gheorghieș, C. *Influența granulației cocsului de furnal asupra indicațiilor umidometrelor cu neutroni.* În: Metalurgia, nr. 7, 1978, p. 373.

[5] More G. și Delacharlerie, R. În: CIT, nr. 12, 1972, p. 2661.

[6] Luckers, I. În: Revue de Métallurgie, nr. 7—8, 1969, p. 557.

[7] Nat, N., Gheorgieș, C. și Neamțu, V. *Laufende Betriebbemessungen der Koksfeuchtigkeit am Hochofen.* În: Isotopenpraxis, nr. 8, 1977, p. 292.

DOCUMENTARE

Producția siderurgică japoneză în ultimii trei ani (mii t)

	1976	1977	1978
Fontă	86 365,9	85 698,8	78 426,8
Oțel brut	107 399,5	102 404,6	102 100,9
din care :			
— Martin	486,6	378,2	—
— cu oxigen	86 891,1	82 428,6	79 749,5
— electric	20 021,8	19 597,8	22 251,4
— de uz general	98 821,7	88 685,9	86 766,9
— special	13 577,8	13 718,7	15 334,0
Laminate la cald:			
— din oțeluri de uz general	82 071,0	78 592,3	78 430,5
— din oțeluri speciale	9 885,2	10 304,4	11,664,9
Rulouri la rece *	17 192,6	17 099,2	16 847,2
Tablă subțire la rece*	3 030,0	3 011,6	2 626,6
Bandă cositorită	1 797,0	1 865,4	1,809,7
Tablă zincată	5 824,8	5 903,7	5 917,1
Țevi *	7 408,2	7 997,1	8 585,5
din care :			
— fără sudură *	1 373,6	1 579,6	1 885,4
— sudate *	6 034,6	6 417,5	6 700,1

* Din oțeluri de uz general

(În: *La metallurgia italiana, Italia, nr. 2, 1979, p. 71*)

Compania Nippon Steel stabilește obiectivele reducerii consumului de energie pentru a doua etapă

Compania Nippon Steel își propune să reducă consumul de energie cu încă cel puțin 7% de la nivelul primei jumătăți a anului fiscal 1978, în următorii cinci ani.

Acest obiectiv de reducere a energiei, stabilit în luna aprilie a acestui an, va fi realizat pînă în luna martie a anului 1984. Astfel, în cazul unei reușite, pînă în anul 1983 se va economisi echivalentul a 1 400 000 kilolitri de păcură.

Această a doua etapă a planului de reducere a energiei urmează după aplicarea cu succes a primei etape, care a realizat o reducere de 10% a consumului de energie.

Primul proiect, stabilit în anul 1974, a constat în reducerea cu 10% a consumului de energie la sfîrșitul anului 1980. Planul a fost depășit în luna septembrie a anului 1978, cînd s-a realizat o reducere de 10,4%. Din această cifră, îmbunătățirile calculate în funcționare au reprezentat 5,7%, iar cele necesare pentru noul echipament, 4,7%.

Măsurile propuse în scopul realizării celei de-a doua etape a planului includ: recuperarea presiunii gazului de furnal în scopul generării energiei electrice, recuperarea căldurii evacuate de la caupere, recuperarea îmbunătățită a gazului de convertizor, utilizarea pe scară largă a turnării continue și a laminării directe.

(În: *Nippon Steel News, Japonia, nr. 110, 1979*)

Rezervele mondiale de minereu de fier și extracția lor

În prezent, rezervele mondiale de minereu de fier sînt estimate la peste 700 mld. t, repartizate astfel:

Canada	114 mld.t
S.U.A.	100 mld.t
Europa	28 mld.t
U.R.S.S.	278 mld.t
Australia	15 mld.t
Țările în curs de dezvoltare	210 mld.t

În perioada 1955—1977 au intervenit modificări considerabile în volumul extracției al diferitelor țări:

1955	*1977*
1. S.U.A.	1. U.R.S.S.
2. U.R.S.S.	2. Australia
3. Franța	3. S.U.A.
4. Suedia	4. Brazilia
5. Marea Britanie	5. Franța
6. R.P. Chineză	6. Canada
7. R.F.G.	7. R.P. Chineză
8. Canada	8. India
9. Venezuela	9. Liberia
10. Luxemburg	10. Suedia
11. India	11. Venezuela
12. Australia	12. R.S.A.

Prognoza extracției minereului de fier în 1990:

	mil. t/an	ordinea cf. conținutului de Fe
1. U.R.S.S.	400	1
2. S.U.A.	127	2
3. Brazilia	105	3
4. Canada	98	4
5. Australia	83	5
6. India	75	6
7. Suedia	51	7
8. Venezuela	42	8
9. Franța	33	12
10. R.S.A.	24	9
11. Peru	20	10
12. Chile	18	11

Simularea laminării la cald a benzilor din oțel inoxidabil austenitic 18Cr-10Ni prin încercarea de răsucire la cald

Dr. ing. C.G. Radu ICEM — București
dr. ing. C. Teodosiu I.F.T.M. — București
dr. mat. E. Soós INCREST — București
ing. T. Dumitrescu I.F.T.M. — București

CZ : 621.771.24 : 669.14.018.8

Cea mai adecvată metodă de determinare a deformabilității la cald a materialelor metalice este prelucrarea lor în condiții industriale, caz în care variabilele caracteristice ale materialului ca : compoziția chimică, dimensiunile, forma și microstructura și variabilele caracteristice ale procesului de deformare ca : distribuția vitezelor de deformație și a tensiunilor, temperatura și condițiile de frecare sînt simultan luate în considerație. Totuși această metodă este prea costisitoare și avantajele evidente ale încercărilor de laborator ca : posibilitatea testării mai multor șarje, determinarea condițiilor optime de deformare a unor materiale noi, controlul mai riguros al parametrilor și posibilitatea corelării structurii cu proprietățile termomecanice au condus la elaborarea unui mare număr de astfel de încercări.

Încercarea de răsucire a unor epruvete cilindrice pline este una din metodele din ce în ce mai des utilizate pentru studiul deformabilității la cald, deoarece este posibilă atingerea unor deformații superficiale mari la viteză superficială de deformație constantă, concomitent cu evaluarea cantitativă a tensiunii de curgere și a ductilității. De asemenea, pot fi realizate relativ simplu programe de deformare pentru simularea laminării sau a forjării.

Deoarece simularea nu este o reproducere ci o modelare a procesului real, este necesară adoptarea unor criterii de echivalare a condițiilor industriale cu cele de laborator, pentru a obține o evaluare corectă a deformabilității la cald și a microstructurii. În lucrările [1], [2] au fost propuse două astfel de criterii pentru a stabili o corespondență între încercarea de răsucire T și procesul industrial de deformare P : egalitatea valorilor finale ale intensității deformației și egalitatea valorilor finale ale lucrului mecanic de deformare plastică L efectuat pe unitatea de volum în cursul deformării. În consecință relațiile de echivalare sînt :

$$\varepsilon_f^P = \varepsilon_{sf}^T \tag{1}$$

$$L_f^P = L_{sf}^T \tag{2}$$

unde ε_f^P este valoarea finală a intensității deformației în procesul industrial ; ε_{sf}^T — valoarea finală a intensității deformației superficiale la răsucire ; L_f^P — lucrul mecanic de deformare plastică pe unitatea de volum în procesul industrial și L_{sf}^T — valoarea superficială a lucrului mecanic de deformare plastică pe unitatea de volum la răsucire.

În cazul proceselor industriale în care cîmpul de temperatură și de deformație sînt foarte neomogene, relațiile (1) și (2) pot fi folosite de mai multe ori pentru a simula istoria termomecanică a diferitelor părți caracteristice ale produsului final.

Se precizează că cei mai mulți autori care studiază simularea proceselor industriale de deformare au utilizat drept criteriu de echivalare numai relația (1), impunînd simultan reproducerea regimului de temperaturi [3]—[12]. Deoarece vitezele mari de deformație care apar în procesele industriale moderne sînt cu unul sau două ordine de mărime mai mari decît cele care pot fi obținute în laborator, autorii menționați utilizează în general încercări cu viteza de deformare maximă realizabilă. Este deci de așteptat că relațiile (1) și (2) luate împreună pot furniza o simulare mai fidelă a trăsăturilor principale ale proceselor de deformare industriale.

Lucrarea de față prezintă rezultatele obținute prin simularea diferitelor regimuri de deformare ale oțelului inoxidabil 18Cr-10Ni, folosind în acest scop încercarea de răsucire la cald. Rezultatele obținute se referă pe de o parte la rezistența la deformare și la forțele și momentele de laminare corespunzătoare, iar pe de altă parte la microstructura finală a probelor.

Oțelul studiat și ecuația sa constitutivă. Încercările au fost făcute pe un oțel inoxidabil a cărui compoziție chimică este următoarea : 0,024 %C ; 0,28Si ; 1,66%Mn ; 0,030 %P ; 0,010 % S ; 18,72 % Cr ; 11,32 % Ni și 0,20 % Mo.

Epruvetele de răsucire cu lungimea părții calibrate de 50 mm și diametrul de 6 mm au fost confecționate din bare laminate cu diametrul de 12 mm în stare tratată termic (temperatura de tratament 1 150°C, durata de menținere 2 h, răcire în apă). Diametrul inițial mediu de grăunte a fost de 150 μm.

Ecuația constitutivă a oțelului a fost dedusă pe baza încercărilor de răsucire la cald efectuate la temperaturi cuprinse între 800 și 1 250°C și la viteze de deformație între 0,007 și 5,44 s^{-1}. Metoda de determinare a constantelor de material este dată în lucrările [13]—[15].

Prelucrarea datelor experimentale a condus la următoarea lege de variație a rezistenței la deformare σ_m :

$$\sigma_m = a_m \ln \frac{Z_m}{b_m} = a_m \left(\ln \dot{\varepsilon} + \frac{Q_m}{RT} - \ln b_m \right) \quad (3)$$

unde Z_m este parametrul Zener-Hollomon ; Q_m — energia de activare a procesului de înmuiere ; $R = 8{,}314$ J/gr. mol ; T — temperatura inițială absolută ; $\dot{\varepsilon}$ — viteza de deformație constantă ; a_m și b_m — constantele de material. Valorile experimentale ale acestor parametri sînt :

$$a_m = 15{,}50 \text{ N/mm}^2 ; \quad \ln b_m = 27{,}95 \text{ s}^{-1} ;$$

$$\frac{Q_m}{R} = 48\,830 \text{ K}$$

Programe de simulare. La laminarea în mai multe treceri, criteriile de echivalare (1) și (2) trebuie să fie aplicate pentru fiecare trecere. Totuși, deoarece deformația ce corespunde unei treceri este relativ mică, rezistența la deformare este determinată în principal de valoarea medie a parametrului Zener-Hollomon ce corespunde temperaturii inițiale de laminare pe trecere. Prin urmare, relația (2) poate fi înlocuită cu condiția mai simplă :

$$Z^R_{med} = Z^T_s \quad (4)$$

sau detaliat :

$$\dot{\varepsilon}^R_{med} \exp \frac{Q_m}{RT^R} = \dot{\varepsilon}^T_s \exp \frac{Q_m}{RT^T} \quad (5)$$

unde prin indicele *med* s-a notat valoarea medie ce corespunde materialului deformat, iar indicii suprapuși R și T sînt utilizați pentru a deosebi mărimile corespunzătoare laminării, respectiv răsucirii.

În lucrările [1], [2] s-a arătat, folosind relațiile (1) și (5), că numărul de răsuciri n ce corespunde unei treceri și temperatura inițială T^T de răsucire se calculează astfel :

$$n = 5{,}305 \ln \frac{h_1}{h_2} \quad (6)$$

$$T^T = \frac{T^R}{1 + \beta T^R} \quad (7)$$

$$\beta = \frac{R}{Q_m} \ln \frac{N^x}{N} \quad (8)$$

$$N^x = 318{,}31 \frac{v}{R_0 \sin \alpha} \ln \frac{h_1}{h_2} \quad (9)$$

unde h_1 și h_2 sînt grosimea inițială respectiv finală a benzii ; N — viteza constantă de răsucire ; v — viteza medie de ieșire a benzii dintre cilindri ; R_0 — raza cilindrului de lucru ; α — unghiul de prindere.

Pentru a simula procesul industrial de laminare la cald cu parametri tehnologici diferiți și în vederea testării valabilității criteriilor de echivalare au fost elaborate mai multe programe de încercare.

În tabelul 3 sînt prezentate caracteristicile termocinematice ale unui proces industrial de laminare la cald. În programul *1* este utilizat regimul de temperatură T^R al procesului industrial, încercarea fiind însă efectuată la valoarea constantă a intensității vitezei superficiale de deformație $\dot{\varepsilon}_s = 0{,}5$ s^{-1}.

Regimul de temperatură în programul *2* este cu 50 gr. sub T^R, $\dot{\varepsilon}_s$ avînd valoarea precedentă. Programele *3* și *4* au fost efectuate într-un regim termic echivalent cu cel industrial determinat pe baza relației (7), dar în primul caz $\dot{\varepsilon}_s = 0{,}5$ s^{-1}, iar în al doilea $\dot{\varepsilon}_s = 0{,}05$ s^{-1}. În toate programele de simulare valoarea intensității deformației superficiale corespunde, la fiecare trecere, deformației reale din procesul industrial și a fost calculată pe baza relației (6). Timpii pauză sînt egali cu cei din procesul industrial.

În figura 1 sînt prezentate regimurile de temperatură pentru programele *1—4*.

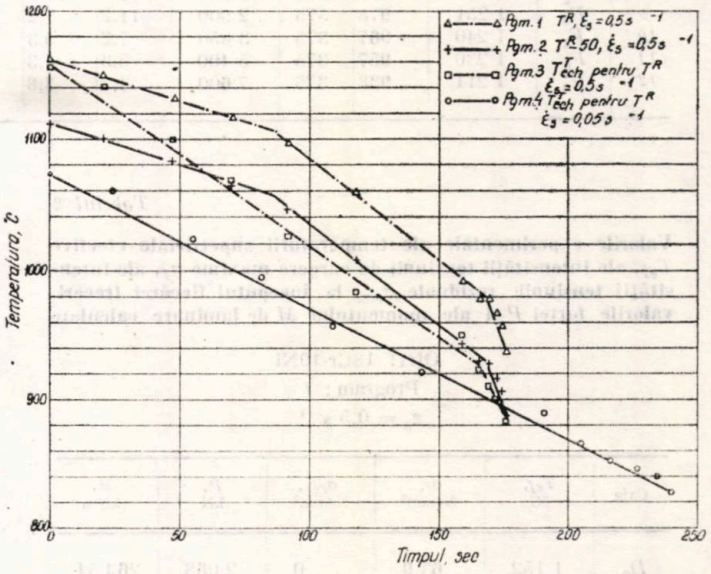


Fig. 1. Regimurile de temperaturi pentru cele patru programe de simulare

Simularea a fost efectuată pe mașina de răsucire la cald tip SETARAM din dotarea ICEM. Pentru fiecare încercare s-a înregistrat variația cuplului de răsucire și a temperaturii superficiale a probei. Valoarea superficială a intensi-

tăţii tensiunii σ a fost dedusă din valoarea momentului Γ, folosind relaţia:

$$\sigma = \frac{3\Gamma \cdot \sqrt{3}}{2\pi r_0^3} \qquad (10)$$

unde $r_0 = 3$ mm este raza probei.

Forţa de laminare P şi momentul de laminare M au fost determinate pe baza relaţiei lui Ţelicov [16]:

$$P = \sigma_f F, \quad M = 2P_a = 2P\psi l_c \qquad (11)$$

unde σ_f este tensiunea de curgere maximă la o trecere dată, $\psi = 0{,}475$ pentru cajele degrosisoare $D_0 - D_5$ şi $\psi = 0{,}425$ pentru cajele finisoare $F_1 - F_6$, iar $l_c = \sqrt{R_0(h_1 - h_2)}$, în timp ce

$$F = \frac{2{,}3A(A-1)b\,l_c}{\left(\frac{h_1}{h_2} - 1\right)(\delta - 1)} \qquad (12)$$

$$A = \left[\frac{1 + \sqrt{1 + (\delta^2 - 1)\left(\frac{h_1}{h_2}\right)^{\delta}}}{\delta + 1}\right]^{\frac{1}{\delta}} \qquad (13)$$

$$\delta = \frac{2f\,l_c}{h_1 - h_2} \qquad (14)$$

$b = 1{,}04$ m este lăţimea benzii, iar $f = 0{,}6$ reprezintă coeficientul de frecare. Valorile parametrilor l_c, δ, A, F şi a pentru fiecare trecere a procesului industrial sînt date în tabelul 1.

Tabelul 1

Caracteristicile termocinematice ale laminării la cald a benzilor din oţeluri inoxidabile austenitice

Trecerea	Caja	T^R, K	T^R, °C	R_0, mm	v, mm/s	h_1, mm	h_2, mm	Δh, mm	α, rad.	l_c, mm	δ, –	A, –	F, mm²	a, mm
1	D_0	1 435	1 162	600	1 000	160	130	30	0,224	134,2	5,367	1,093	32 359	63,7
2	D_1	1 423	1 150	575	1 000	130	105	25	0,209	119,9	5,755	1,097	27 043	56,9
3	D_2	1 406	1 133	575	1 700	105	82	23	0,200	115,0	6,000	1,115	25 186	54,6
4	D_3	1 390	1 117	575	2 200	82	60	22	0,196	112,5	6,135	1,150	24,636	53,4
5	D_4	1 369	1 096	475	2 800	60	40	20	0,206	97,5	5,848	1,200	23 074	46,3
6	D_5	1 332	1 059	475	3 500	40	26	14	0,172	81,5	6,990	1,221	16 288	38,7
7	F_1	1 265	992	375	1 100	26	17	9	0-155	58,1	7,746	1,220	10 448	24,7
8	F_2	1 252	979	375	1 900	17	11,2	5,8	0,121	46,6	9,649	1,221	6 705	19,8
9	F_3	1 251	978	375	2 900	11,2	7,2	4,0	0,103	38,7	11,619	1,239	4 643	16,4
10	F_4	1 240	967	375	3 850	7,2	5,3	1,9	0,071	26,7	16,858	1,162	2 110	11,3
11	F_5	1 230	957	375	5 400	5,3	4,3	1,0	0,052	19,4	23,238	1,108	1 075	8,2
12	F_6	1 211	938	375	7 600	4,3	3,8	0,5	0,037	13,7	32,863	1,063	522	5,8

Tabelul 2

Valorile experimentale ale temperaturii superficiale efective T_{ef}, ale intensităţii tensiunii de curgere maxime σ_f, ale intensităţii tensiunii reziduale σ_{rez} la începutul fiecărei treceri, valorile forţei P şi ale momentului M de laminare calculate

Oţel: 18Cr-10Ni
Program: *1*
$\varepsilon_s = 0{,}5\ s^{-1}$

Caja	T_{ef}, °C	σ_f, N/mm²	σ_{rez}, N/mm²	P, kN	M, kNm
D_0	1 152	63,9	0	2 068	263,54
D_1	1 133	73,2	5,4	1 980	225,47
D_2	1 114	81,0	5,4	2 040	222,87
D_3	1 098	91,2	6,7	2 247	240,07
D_4	1 079	99,8	5,4	2 303	213,23
D_5	1 044	123,4	6,7	2 010	155,71
F_1	975	160,5	10,7	1 677	82,81
F_2	941	169,0	34,9	1,133	44,92
F_3	932	172,3	39,7	800	26,34
F_4	923	176,6	44,3	373	8,46
F_5	914	169,0	48,8	182	2,99
F_6	905	160,5	56,9	84	0,98

Tabelul 3

Valorile experimentale ale temperaturii superficiale efective T_{ef}, ale intensităţii tensiunii de curgere maxime σ_f, ale intensităţii tensiunii reziduale σ_{rez} la începutul fiecărei treceri, valorile forţei P şi ale momentului M de laminare calculate

Oţel: 18Cr-10Ni
Program: *2*
$\dot{\varepsilon} = 0{,}5\ s^{-1}$

Caja	T_{ef}, °C	σ_f, N/mm²	σ_{rez}, N/mm²	P, kN	M, kNm
D_0	1 112	76,5	0	2 476	315,51
D_1	1 098	87,5	7,8	2 366	269,52
D_2	1 077	99,0	7,8	2 493	272,40
D_3	1 056	110,5	8,6	2 722	290,87
D_4	1 037	125,6	8,9	2 898	268,35
D_5	997	151,6	10,7	2 469	191,29
F_1	929	181,1	12,3	1 892	93,44
F_2	917	195,3	47,2	1 310	51,91
F_3	912	198,8	53,7	923	30,39
F_4	908	201,2	56,6	425	9,63
F_5	900	198,0	59,6	213	3,50
F_6	896	179,8	67,1	94	1,09

Tabelul 4

Valorile experimentale ale temperaturii superficiale efective T_{ef}, ale intensității tensiunii de curgere maxime σ_f, ale intensității tensiunii reziduale σ_{rez} la începutul fiecărei treceri, valorile forței P și ale momentului M de laminare calculate

Oțel: 18Cr-10Ni
Program: *3*
$\dot{\varepsilon}_s = 0{,}5\ s^{-1}$

Caja	T_{ef}, °C	σ_f, N/mm²	σ_{rez}, N/mm²	P, kN	M, kNm
D_0	1 155	64,4	0	2 084	265,61
D_1	1 120	72,7	5,4	1 966	223,93
D_2	1 086	87,2	5,4	2 196	239,93
D_3	1 050	107,6	8,6	2 651	283,24
D_4	1 019	127,7	10,7	2 947	272,84
D_5	982	152,9	12,9	2 490	192,93
F_1	920	184,6	13,4	1 929	95,24
F_2	893	203,4	53,1	1 364	54,06
F_3	878	218,7	66,5	1 015	33,43
F_4	855	229,4	75,7	484	10,98
F_5	828	231,3	84,0	249	4,09
F_6	802	187,8	96,6	98	1,14

Tabelul 5

Valorile experimentale ale temperaturii superficiale efective T_{ef}, ale intensității tensiunii de curgere maxime σ_f, ale intensității tensiunii reziduale σ_{rez} la începutul fiecărei treceri, valorile forței P și ale momentului M de laminare calculate

Oțel: 18Cr-10Ni
Program: *4*
$\dot{\varepsilon}_s = 0{,}05\ s^{-1}$

Caja	T_{ef}, °C	σ_f, N/mm²	σ_{rez}, N/mm²	P, kN	M, kNm
D_0	1 072	63,1	0	2 042	260,25
D_1	1 055	76,5	10,7	2 069	235,63
D_2	1 019	92,6	13,4	2 332	254,79
D_3	993	107,3	19,3	2 643	282,45
D_4	963	126,1	25,0	2 910	269,42
D_5	929	146,2	28,2	2 381	184,48
F_1	886	176,6	30,1	1 845	91,12
F_2	873	186,5	69,2	1 251	49,57
F_3	863	191,8	78,3	891	29,32
F_4	852	195,9	85,9	413	9,38
F_5	844	198	94,2	213	3,50
F_6	839	198,8	102,2	107	1,21

Rezultate. În tabelele 2—5 sînt prezentate valorile experimentale ale temperaturii superficiale efective T_f ale intensității tensiunii de curgere maxime σ_f, ale intensității tensiunii reziduale σ_{rez} la începutul fiecărei treceri ca și valorile forței P și momentului M de laminare calculate pentru fiecare trecere.

În vederea studierii influenței condițiilor de încercare asupra microstructurii, probele au fost răcite cu apă după 30 s de la sfîrșitul programului de simulare. În figura 2 sînt date

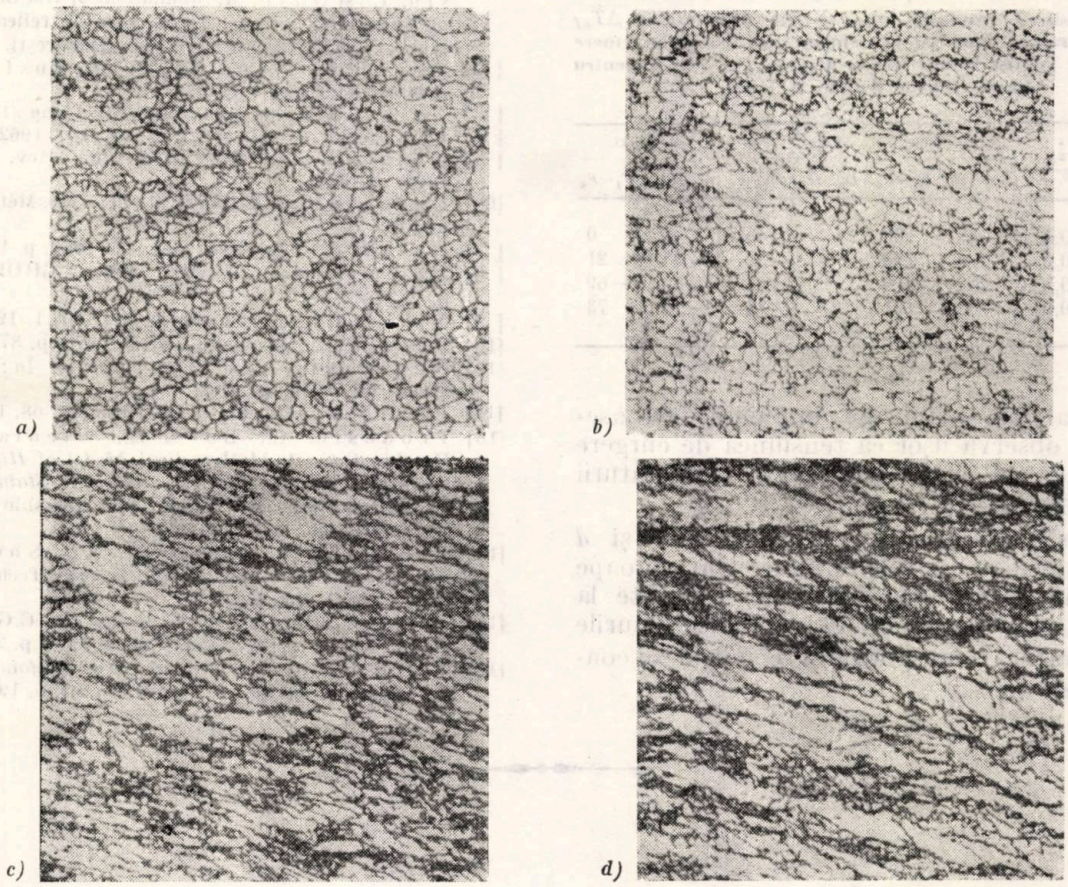


Fig. 2. Microstructura oțelului inoxidabil 18Cr-10Ni încercat conform programelor *1* la *4* (×200):
a — program *1* (T^R, $\dot{\varepsilon}_s = 0{,}5\ s^{-1}$); *b* — program *2* ($T^R$ —50, $\dot{\varepsilon}_s = 0{,}5\ s^{-1}$); *c* — program *3* ($T^T_{ech}$ pentru T^R, $\dot{\varepsilon}_s = 0{,}5\ s^{-1}$);
d — program *4* (T^T_{ech} pentru T^R, $\dot{\varepsilon}_s = 0{,}05\ s^{-1}$)

microstructurile probelor încercate conform programelor *1—4*. Microstructura obținută poate fi corelată cu valorile medii ale tensiunii de curgere maxime σ_f, cu cele ale tensiunii reziduale σ_{rez} și cu diferențele ΔT_f ce există între temperaturile efective și cele corespunzătoare laminării în trenul degrosisor (cajele $D_0—D_5$) și în trenul finisor (cajele $F_1—F_6$).

Se constată că microstructura este foarte sensibilă la temperatura medie la care s-a efectuat încercarea. Astfel microstructura ce corespunde programului *1* (fig. 2, *a*) este fină și uniformă fiind formată din grăunți nou recristalizați, pe cînd programele *2* și *3* (fig. 2, *b* și *c*) realizate la temperaturi efective cu 30, respectiv 50 gr. mai mici decît cele din programul *1* conduc la o microstructură neomogenă, în care sînt prezenți simultan atît grăunți fini nou recristalizați, cît și grăunți mari, alungiți, provenind din structura inițială.

Se constată o corespondență frapantă între microstructura finală și nivelul tensiunilor reziduale medii (tab. 6). Un nivel scăzut al tensiunilor reziduale medii indică stadiul mai

Tabelul 6

Valorile medii ale intensității maxime a tensiunii de curgere $\overline{\sigma_f}$, ale tensiunii reziduale $\overline{\sigma_{rez}}$ și ale diferențelor $\overline{\Delta T_{ef}}$ între temperatura efectivă și temperatura corespunzătoare de laminare pentru trenul finisor (cajele $D_0—D_5$) și pentru trenul finisor (cajele $F_1—F_6$)

Program	$\dot{\varepsilon}_i$, s^{-1}	$\overline{\sigma_f}$, N/mm²		$\overline{\sigma_{rez}}$, N/mm²		$\overline{\Delta T_{ef}}$, gr	
		$D_0—D_5$	$F_1—F_6$	$D_0—D_5$	$F_1—F_6$	$D_0—D_5$	$F_1—F_6$
1	0,5	89	168	7	45	0	0
2	0,5	108	192	9	57	—41	—21
3	0,5	102	209	9	75	—34	—69
4	0,05	102	191	21	86	—98	—73

avansat al procesului de înmuiere. De asemenea se observă ușor că tensiunea de curgere maximă crește cu descreșterea temperaturii în acord cu legea (3).

În sfîrșit, compararea figurilor 2, *c* și *d* arată că microstructurile obținute sînt aproape identice în cazul unor deformări realizate la viteze de deformație diferite dacă regimurile de temperatură corespunzătoare sînt alese conform criteriului (7).

Concluzii

Criteriile de echivalare stabilite pentru simularea proceselor industriale de deformare la cald prin încercări de răsucire la cald au fost aplicate în vederea simulării procesului de laminare la cald a benzilor din oțel inoxidabil austenitic 18Cr-10Ni.

Rezultatele obținute arată că aceste criterii permit obținerea unor microstructuri similare și deci a unor proprietăți mecanice asemănătoare ale produsului final, folosind în acest scop viteze de deformație mai mici, realizabile în laborator, cu condiția alegerii corespunzătoare a regimului termic.

Simularea în laborator a proceselor industriale permite o comparare rapidă și ieftină a diferitelor scheme de laminare, în vederea optimizării parametrilor procesului. În plus se poate obține o evaluare satisfăcătoare a forței și momentului de laminare și prevederea microstructurii și proprietăților termomecanice ale produselor laminate.

Autorii mulțumesc dr. ing. Iancu Drăgan pentru interesul constant și sprijinul direct acordat, precum și dr. ing. O. Cuida și M. Guțu pentru datele furnizate.

BIBLIOGRAFIE

[1] Cuida, O., Radu, C. G., Soós, E., Teodosiu, C. și Guțu, M. *Simulations of Hot Strip Rolling by Using Hot Torsion Techniques.* Al treilea simpozion tehnic ICEM-Nisshin Steel Co., București, oct. 1978.

[2] Radu, C.G., Soós, E. și Teodosiu, C. În: Kovowe Materialy, 1979.

[3] Avitzur, B. În: Iron and Steel Eng., 1962, p. 104.

[4] Rossard, C. În: C.I.T., nr. 10, 1962, p. 2199.

[5] Rossard, C. și Blain, P. În: Rev. Mét., 59, 1962, p. 223.

[6] Rossard, C. și Blain, P. În: Rev. Mét., 61, 1964, p. 949.

[7] Rossard, C. În: Rev. Mét., 65, 1969, p. 181.

[8] Rossard, C. IRSID, PAL, CRIBH, 1972, p. 2831.

[9] Nikkilä, K. În: Scand. J. Met., nr. 1, 1972, p. 9.

[10] Faessel, A. În: C.I.T., nr. 4, 1976, p. 874.

[11] Neuschütz, E. și Rohloff, H. În: Stahl und Eisen, 96, 1976, p. 1303.

[12] Pawelski, O.Z. În: Z. Metallkunde, 68, 1977, p. 79.

[13] Teodosiu, C., Soós, E., Nicolae, V. și Radu, C.G. *A Mathematical Model of High — Temperature Deformation of the Austenitic Stainless Steels.* Al treilea simpozion tehnic ICEM-Nisshin Steel Co., București, oct. 1978.

[14] Teodosiu, C., Nicolae, V., Soós, E. și Radu, C.G. În: Rev. Roum. Sci. Techn. — Mec. Appl., nr. 1, 1979, p. 13.

[15] Teodosiu, C., Soós, E. și Radu, C.G. În: Rev. Roum. Techn. — Mec. Appl., nr. 2, 1979, p. 225.

[16] Tselikov, A. I. *Sovremennoe sostoiante teorii davleniia metalla na valki,* În: Stal, nr. 5, 1958.

Ing. T. Sora, ing. Şt. Rigoreanu
şi subing. I. Jivan

Întreprinderea de construcţii maşini — Reşiţa

Aplicarea postmodificării în formă în cazul turnării de piese din fontă cu grafit nodular cu structură feritică obţinută direct din turnare

CZ: 621.74:669.131.7

Tendinţa de a realiza piese turnate din fontă cu grafit nodular cu plasticitate ridicată cu un consum minim de energie, de material, de manoperă etc. a dus la găsirea unor metode de obţinere direct din turnare a fontei cu grafit nodular avînd structura masei de bază feritică. Prin aceasta s-a putut lărgi şi gama tipurilor de piese turnate, în sensul că s-au putut executa piese cu pereţi subţiri şi suprafeţe mari, care executate prin procedeul clasic de corectare a structurii printr-un tratament termic se puteau uşor deforma sau alte tipuri de piese care prin configuraţia lor interioară nu permit îndepărtarea oxizilor formaţi în urma unui tratament termic efectuat la temperatură ridicată în cuptoare obişnuite.

Toate metodele de realizare impun însă exigenţe deosebite în alegerea materialelor folosite, în stabilirea tehnologiei de elaborare a fontei, a tehnologiei de execuţie a formelor şi miezurilor şi a modului de turnare a pieslor. Exigenţele acestea se amplifică în momentul cînd greutatea pieselor creşte, cînd există diferenţe mari de secţiune de perete şi în special cînd se cere verificarea etanşeităţii anumitor spaţii din interiorul pieselor.

În această lucrare se expun cîteva aspecte asupra modalităţii de realizare a unor piese relativ mari şi de complexitate deosebită, turnate din fontă cu grafit nodular, la care postmodificarea s-a executat în formă.

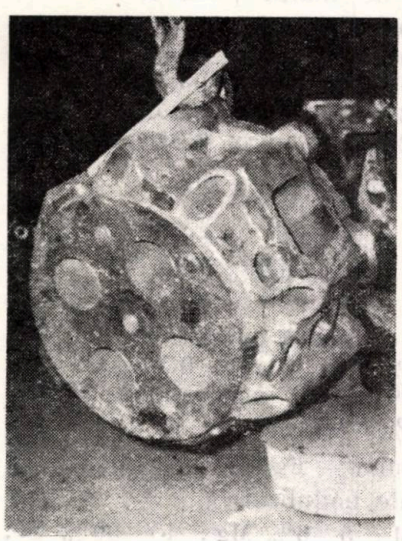


Fig. 1. Chiulasa unui motor naval de 8000 CP

Se prezintă :

— Chiulasa — pentru un motor Diesel naval de 8000 CP, din Fgn 400—15, care necesită circa 1 500 kg fontă lichidă (fig. 1 şi 2).

— Difuzorul — piesă de Fgn 400—15, pentru un motor Diesel naval de 30000 CP, care implică la turnare circa 2 500 kg fontă lichidă (fig. 3 şi 4).

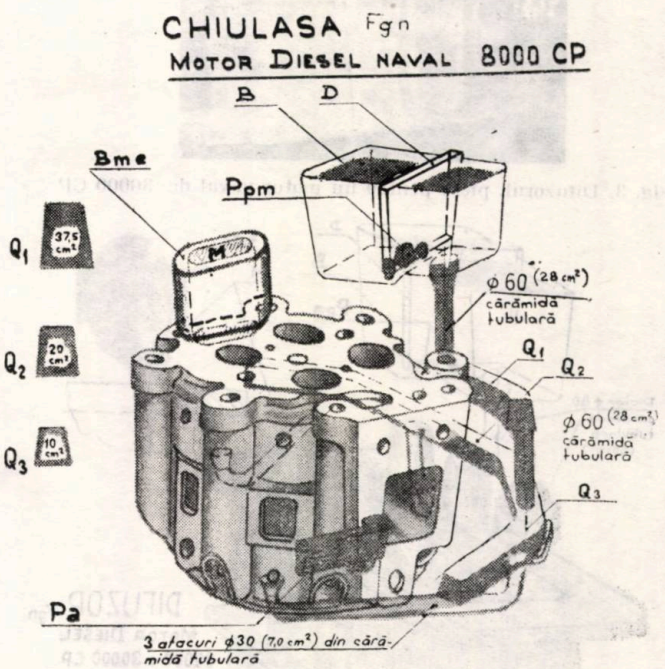


Fig. 2. Schiţă de principiu a tehnologiei aplicate la realizarea chiulasei :

B — bazin de turnare cu bilă; D — diafragmă; P_{pm} — pastilă postmodificatoare; B_{me} — bucşă de material exotermic; M — maselotă; Q_1, Q_2, Q_3 — colectoare de zgură; P_a — probă apendice

— Suportul ţevilor telescopice — piesă pentru un motor Diesel naval de 20000 CP, pentru a cărei turnare se necesită circa 700 kg fontă lichidă (fig. 5 şi 6).

Înainte de a se efectua primele turnări de piese s-au executat turnări experimentale de fonte elaborate într-un cuptor electric cu inducţie de 100 kg. S-au elaborat şarje la care s-a variat cantitatea de aliaj de nodulizare, de postmodificare, s-a modificat compoziţia chimică etc. În baza rezultatelor obţinute s-a

putut stabili o tehnologie adecvată, care s-a aplicat și la turnarea pieselor.

În principiu tehnologia de elaborare a fontei cu grafit nodular turnată în piesă constă din :

— folosirea unor materii prime metalice realizate în țară ; aplicarea unei variante a metodei Trigger de nodulizare a fontei, care utilizează amestecul pe bază de rășină furanică drept material de protecție a aliajului de nodulizare ; aliajul de nodulizare folosit are un conținut relativ redus de Mg, circa 5% și conține în plus și 0,5% Ce ; postmodificarea se realizează în formă cu ajutorul unor pastile (fig. 7).

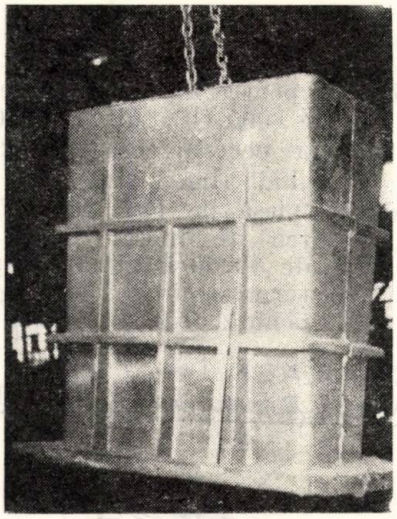


Fig. 3. Difuzorul, piesă pentru un motor naval de 30000 CP

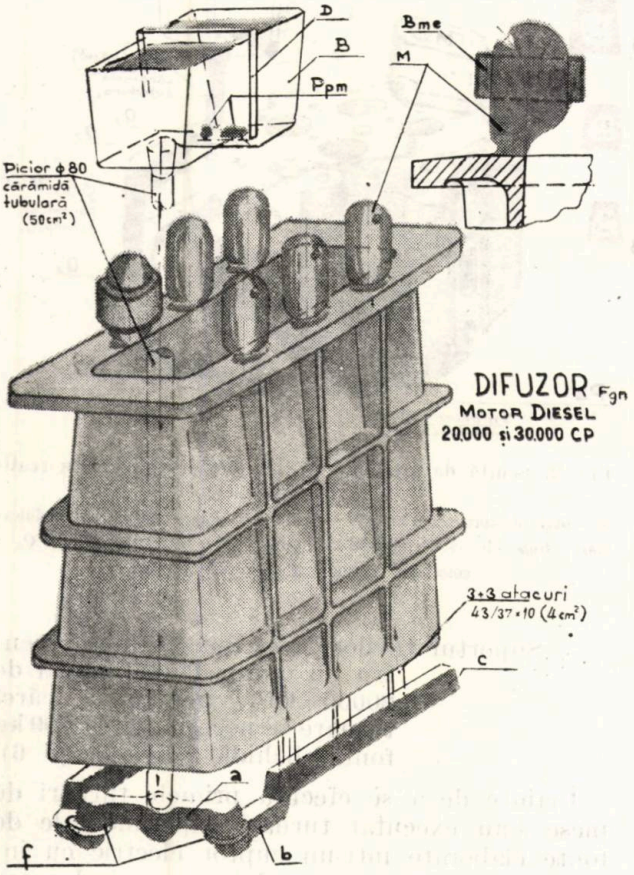


Fig. 4. Schița de principiu a tehnologiei aplicate la realizarea difuzorului :

B — bazin cu bilă ; *D* — diafragmă ; P_{pm} — pastile postmodificatoare ; *a, b, c* — secț. 35/45 × 80 (32 cm²) ; *f* — filtru ceramic (43 găuri 19,7 cm²) ; *M* — maselote oarbe ; B_{me} — bucșă din material exotermic

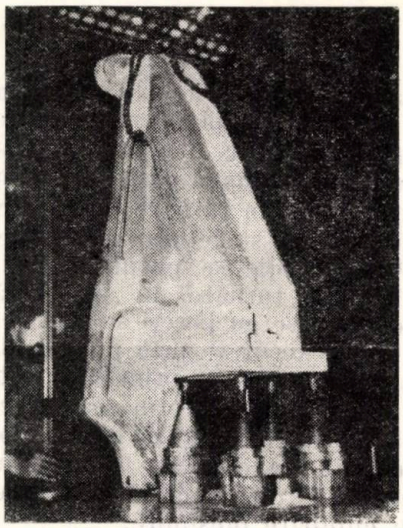


Fig. 5. Suportul țevilor telescopice pentru un motor naval de 20000 CP

Condiții de execuție

Utilaje

— Cuptor electric cu inducție cu frecvență 50 Hz și de capacitate 3,5 t

— Aparatură rapidă pentru determinarea compoziției chimice

— Oale de turnare înalte ($H : D$ cca. 1,5) și cu prag

— Aparate de măsurare a temperaturii prin imersiune

Materialele

— Fontă de înaltă puritate A :

min. 3,90% C	max. 0,05% Cu
max. 0,20% Si	max. 0,10% Ni
max. 0,20% Mn	max. 0,05% Cr
max. 0,03% P	max. 0,05% Mo
max. 0,02% S	max. 0,01% Ti
	max. 0,02% Sb
	max. 0,02% As
	max. 0,01% Sn
	max. 0,04% Pb
	max. 0,01% Al

— Fontă de înaltă puritate B :

min. 3,8% C	max. 0,10% P
max. 0,5% Si	max. 0,03% S
max. 0,2% Mn	

— Recirculat — Fgn

— Aliaj de nodulizare

VL63M : 5—6% Mg ; 45—50% Si ; 1,5—2,5% Ca ; cca. 0,5% Ce

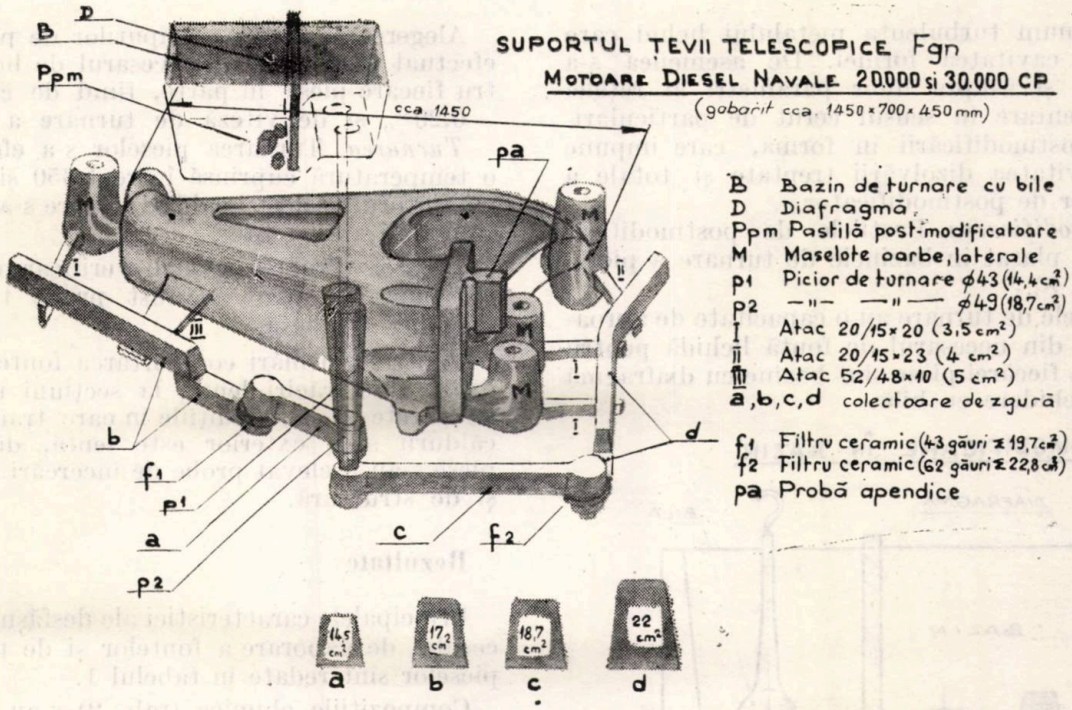


Fig. 6. Schița de principiu a tehnologiei aplicate la realizarea suportului țevilor telescopice

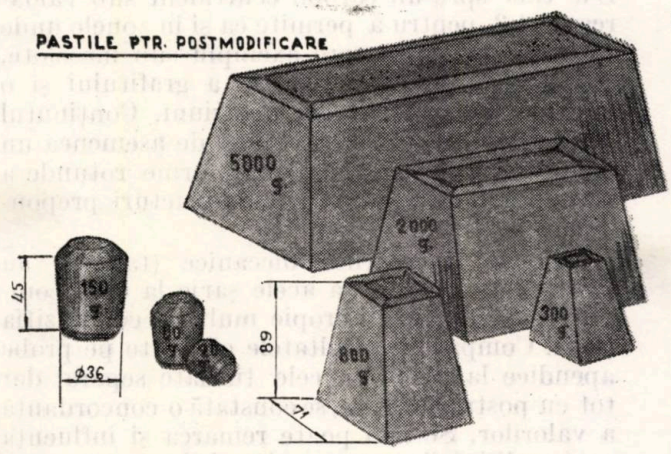


Fig. 7. Tipuri de pastile postmodificatoare

— Postmodificator

VP—205, pastile de greutăți diferite, conținînd Si—Ca—Al—Mn.

Elaborarea

— Compoziția chimică finală spre care s-a tins :

cca. 3,6% C max. 0,30% Mn
cca. 2,3% Si max. 0,03% P
max. 0,010% S
cca. 0,045% Mg

— Rețeta de încărcare :
60—80% fontă de înaltă puritate
40—20% recirculat

— Topirea s-a executat pe cît posibil mai rapid

— Supraîncălzirea și menținerea

Fontele s-au supraîncălzit la o temperatură cuprinsă între 1 550 și 1 600°C. Aceste temperaturi foarte ridicate pentru fonte au apărut necesare pentru a se putea asigura turnarea pieselor în bune condiții.

Menținerea la această temperatură a fost de 5 min.

Nodulizarea. Aliajul de nodulizare, în cantitate de 2,5% din fontă lichidă, s-a plasat în locașul creat pe pragul de la partea inferioară a oalei de turnare. Protejarea aliajului s-a executat cu un strat de amestec de formare pe bază de rășină furanică, în grosime de circa 10—20 mm.

Această protecție a permis declanșarea reacției numai după ce s-a umplut căldarea cu fontă, deci a permis obținerea unui randament maxim.

În toate cazurile reacția de nodulizare a fost lentă, depășind 2,5 min, ajungîndu-se și la 8 min la unele șarje.

Temperatura fontei la deșarjarea din cuptor a fost de 1 530—1 600°C, iar după terminarea reacției de nodulizare de 1 425—1 485°C.

Poluarea mediului a fost incomparabil mai redusă față de cazurile cînd se lucra cu aliaje cu conținut de Mg mai ridicat.

Formele. Tehnologia pentru execuția formelor și miezurilor s-a orientat spre amestecuri rigide și cu umiditate redusă.

Amestecurile folosite au fost pe bază de :
— nisip cuarțos, șamotă, zirconiu, cromit ;
— lianți : rășină furanică, plastolinol, coroplast.

Vopselele au fost pe bază de grafit și talc special.

Sistemul de alimentare a pieselor cu fontă lichidă a fost ales cel prin sifon, pentru a reduce

la minimum turbulența metalului lichid care intră în cavitatea formei. De asemenea s-a acționat și asupra unor parametri ai rețelei de alimentare în sensul cerut de particularitățile postmodificării în formă, care impune obligativitatea dizolvării treptate și totale a pastilelor de postmodificator.

Postmodificarea. Pastilele de postmodificator s-au plasat în bazinele de turnare a pieselor (fig. 8).

Bazinele de turnare au o capacitate de aproape 50% din necesarul de fontă lichidă pentru turnarea fiecărei piese sînt bazine cu diafragmă și cu închidere cu bilă.

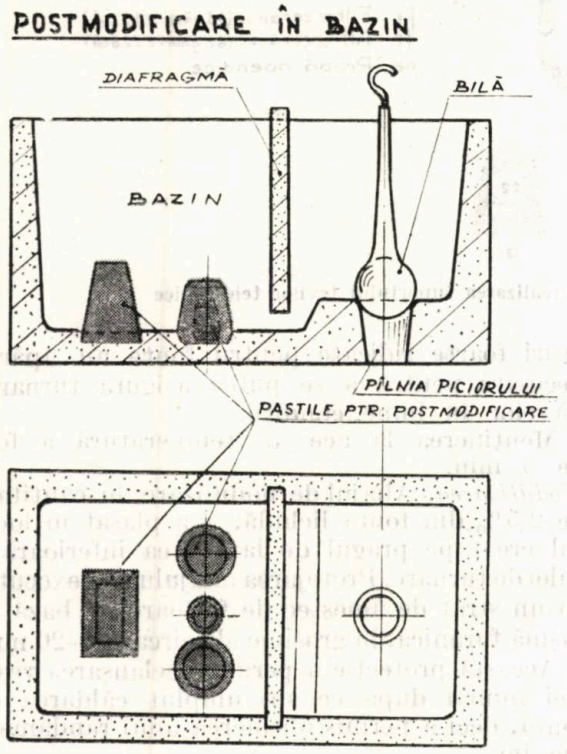


Fig. 8. Bazine de turnare în care s-au plasat pastilele postmodificatoare

Alegerea cantității și tipurilor de pastile s-a efectuat în funcție de necesarul de lichid pentru fiecare piesă în parte, fiind de circa 0,10 —0,20% și de viteza de turnare a pieselor.

Turnarea. Turnarea pieselor s-a efectuat la o temperatură cuprinsă între 1 350 și 1 380°C, cu ajutorul aceleiași căldări în care s-a efectuat și nodulizarea fontei.

Probele. Probele pentru verificarea caracteristicilor mecanice au fost probe tip pană, apendice la piesă.

Pentru a urmări comportarea fontei în condițiile unei răciri lente, la secțiuni mai mari de perete și în condițiile în care transmiterea căldurii spre exterior este lentă, din cîteva piese s-au prelevat probe de încercări mecanice și de structură.

Rezultate

Principalele caracteristici ale desfășurării procesului de elaborare a fontelor și de turnare a pieselor sînt redate în tabelul 1.

Compozițiile chimice (tab. 2) s-au încadrat în majoritatea cazurilor între valorile dorite. S-a tins spre un carbon echivalent sub valoarea de 4,3, pentru a permite ca și în zonele unde răcirea este lentă, spre exemplu sub maselote, să nu se producă o flotație a grafitului și o creștere a cantității de incluziuni. Conținutul de Mg de 0,04 —0,06 % a fost de asemenea un factor favorabil obținerii unei forme rotunde a nodulilor de grafit și a unei structuri preponderent feritice.

Valorile încercărilor mecanice (tab. 3) au fost bune, mai ales la acele șarje la care compoziția chimică se apropie mult de compoziția țintă. Comparînd rezultatele obținute pe probe apendice la piesă, cu cele turnate separat dar tot cu postmodificare, se constată o concordanță a valorilor. Se mai poate remarca și influența postmodificării asupra alungirii, care crește

Principalii parametri înregistrați la elaborarea Fgu și la turnarea pieselor *Tabelul 1*

Piesa	Nr șarjă	Temperatura, °C			Aliajul nodulizat		Postmodificatorul, %	Viteza de turnare a piesei, s	Timpul între nodulizare și turnare a piesei, min
		Evacuarea din cuptor	După terminarea reacției de nodulizare	De turnare	Cantitatea, %	Timpul de reacție, s			
Chiulasă	1	1 570	1 450	1 370	2,5	150	0,13	75	9
	2	1 600	1 480	1 380	2,5	190	0,13	76	10
	3	1 580	1 480	1 380	2,5	170	0,13	76	9
	4	1 550	1 460	1 370	2,5	110	0,13	75	9
	5	1 540	1 450	1 370	2,5	165	0,13	83	8
Difuzor	6	1 530	—	—	2,5	120	0,15	—	7
	7	1 540	—	1 350	2,5	110	0,15	—	6
Suport țeavă telescopică	8	1 600	1 470	1 360	2,5	170	0,13	18	10
	9	1 560	1 450	—	2,5	240	0,20	14	11
	10	1 580	1 470	—	2,5	295	0,23	15	12
	11	1 560	—	—	2,5	185	0,13	15	10
	12	1 600	—	1 370	2,5	175	0,13	18	11

Tabelul 2

Compoziția chimică

Nr șarjei	Denumirea piesei	Compoziția chimică, %						
		C	Si	Mn	P	S inițial	S final	Mg
1	Chiulasă	3,47	2,43	0,30	0,030	0,021	0,005	0,050
2		3,58	2,55	0,20	0,032	0,027	0,010	0,053
3		3,48	2,50	2,25	0,039	0,023	0,009	0,050
4		3,68	2,34	0,21	0,033	0,015	0,007	0,046
5		3,67	2,29	0,28	0,041	0,018	0,008	0,064
6	Difuzor	3,47	2,70	0,24	0,044	0,031	0,012	0,060
7		3,55	2,55	0,30	0,051	0,033	0,010	0,036
8	Suport țeavă telescopică	3,79	2,24	0,32	0,040	0,019	0,008	0,039
9		3,56	2,66	0,30	0,020	0,016	0,007	0,059
10		3,71	2,41	0,25	0,042	0,022	0,009	0,048
11		3,51	2,24	0,24	0,035	0,015	0,006	0,052
12		3,63	2,01	0,25	0,035	0,016	0,007	0,060

La toate șarjele conținuturile următoarelor elemente au fost de :

Cu *max.* 0,05% ; Cr *max.* 0,04% ; As *max.* 0,08% ;
Ni *max.* 0,03% ; V *max.* 0,02% ; Al *max.* 0,01 % ;
Mo *max.* 0,03 % ; *Ti max.* 0,02% ; Sn *max.* 0,01%

Tabelul 3

Încercări mecanice

Nr șarjă	Postmodificarea fără/cu	Probele turnate separat				Probele apendice la piesă				Piesa, *HB*
		$R_{p0,2}$, N/mm²	R_m, N/mm²	A_5, %	*HB*	$R_{p0,2}$, N/mm²	R_m, N/mm²	A_5, %	*HB*	
1	fără	350	470	7,5	183	—	—	—	—	—
	cu	320	410	25	141	340	405	24,5	153	156
2	fără	345	460	14	171	—	—	—	—	—
	cu	325	420	25	153	355	465	20,5	188	164
3	fără	380	440	8	186	—	—	—	—	—
	cu	340	450	26	139	345	450	26	148	148
4	fără	360	460	8	196	—	—	—	—	—
	cu	320	425	24,5	141	340	435	24,5	141	161
5	fără	365	480	11	183	—	—	—	—	—
	cu	340	440	23,5	157	245	440	25,5	156	163
6	fără	390	570	6,5	—	—	—	—	—	—
	cu	365	510	17	—	385	495	15 5	179	186
7	fără	400	560	5,5	—	—	—	—	—	—
	cu	360	515	16	—	375	485	15	183	183
8	fără	345	530	12	186	—	—	—	—	—
	cu	325	505	20,5	173	335	435	20	179	186
9	fără	405	560	9,5	193	—	—	—	—	—
	cu	355	475	25	133	365	495	22	169	179
10	fără	380	500	7,5	196	—	—	—	—	—
	cu	360	475	23	139	345	450	20	169	171
11	fără	400	530	9	—	—	—	—	—	—
	cu	315	415	26,5	151	340	435	24,5	153	165
12	fără	395	540	8	—	—	—	—	—	—
	cu	360	500	23	153	355	455	25	161	157

Tabelul 4

Chiulase secționate

Locul de prelevare a probei	Chiulase, șarje	Încercările mecanice				Structura		
		$R_{p0,2}$, N/mm²	R_m, N/mm²	A_5, %	*HB*	Perlită, %	Grafit	
							Formă	Nr. noduli / mm²
Peretele orizontal inferior spre camera de explozie	*1*	300	405	22,5	152	3	GNf 2	120
Grosime de perete, cca. 50 mm	*5*	310	430	25	148	5	GNf 2	140
Peretele vertical al canalului de evacuare gaze	*1*	315	425	23,5	155	5	GNf 2	130
Grosime de perete, cca. 25 mm	*5*	310	420	18	115	5	GNf 2 și 1	100
Peretele vertical al camerei de apă spre partea superioară	*1*	—	—	—	161	5	GNf 2 și 1	110
Grosime de perete, cca. 50 mm	*5*	—	—	—	—	—	GNf 2 și 1	—
Peretele orizontal superior	*1*	—	—	—	169	5	GNf 2 și 1	130
Grosime de perete, cca. 60 mm	*5*	310	410	13	—	—	GNf 2 și 1	—
De la bara de jos a maselotei exotermice 300 × 160	*5*	315	385	8		2	GNf 2 și 1 și Chunky	60

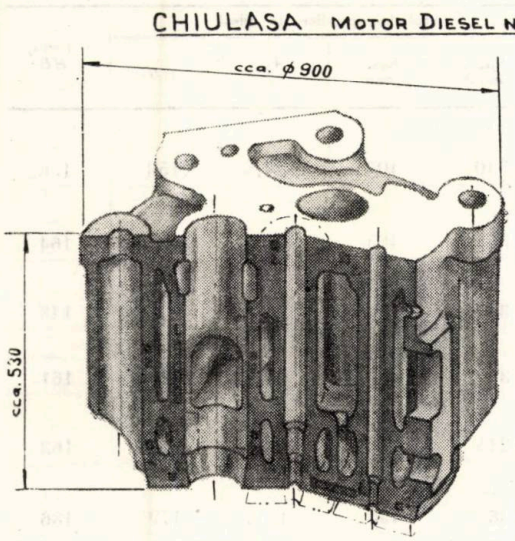


Fig. 9. Chiulasă secționată — locurile de prelevare a probelor pentru încercări mecanice și de structură:
1 — probe pentru verificări mecanice; *2* — probe pentru verificări de structură

mult în comparație cu valorile obținute pe probele fără postmodificare.

Structura metalografică executată pe probele prelevate din încercările mecanice confirmă că atunci cînd se respectă compoziția chimică și tehnologia de elaborare, structura fontei obținute este feritică, fără cementită liberă și cu un conținut de maximum 3% perlită. La șarjele *6*, *7* și *8* conținutul de perlită este între 5 și 10%, explicația se găsește în conținutul de fosfor mai ridicat decît cel realizat la restul șarjelor. Nodulii de grafit au o formă regulată și numărul lor a fost cuprins între 150 și 200 noduli/mm².

Pentru a se urmări comportarea fontei în condițiile unei răciri lente, la secțiuni mai mari de perete și în condițiile în care transmiterea căldurii spre exterior este înceată, s-au secționat (fig. 9) două chiulase, prelevîndu-se probe pentru încercările mecanice și de structură. Rezultatele obținute (tab. 4) demonstrează că atunci cînd se lucrează în condiții corespunzătoare se obțin caracteristici mecanice bune, iar grafitul nu prezintă o formă degenerată (fig. 10) nici la piese cu grosimi de perete de 50—60 mm.

Se remarcă totuși că în cazul probei prelevate dintr-una din maselotele piesei, o mase-

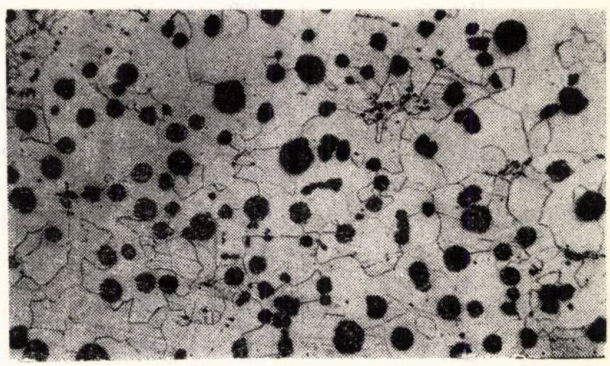


Fig. 10. Structura fontei din peretele orizontal inferior al chiulasei. Grosime de peste 50 mm

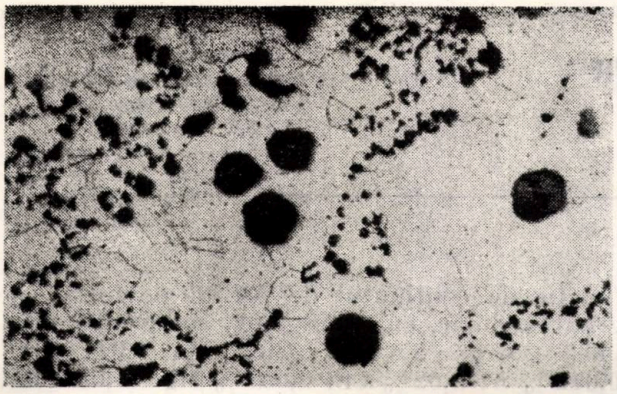


Fig. 11. Structura fontei dintr-o probă prelevată din maselota exotermă a piesei (300×160) grafit Chunky

lotă exotermă de dimensiuni relativ mari 300 × 160, unde s-a realizat o cristalizare lentă, s-a format, în anumite zone ale probei de structură, un grafit degenerat — tip Chunky (fig. 11) și, implicit, valorile încercărilor mecanice s-au diminuat, în special alungirea a prezentat o scădere substanțială.

Concluzii

Obținerea de piese turnate cu greutate pînă la 2 500 kg fontă lichidă și cu grosimi de perete de maximum 80 mm, din fontă cu grafit nodular cu plasticitate ridicată — alungiri de peste 20 % — realizate diect din turnare, este posibilă prin respectarea unor condiții ca :

— folosirea unor materii prime corespunzătoare, care se pot realiza în țară ;

— utilizarea unui aliaj de nodulizare cu caracter feritizant, cu conținut redus de Mg și cu adaos de circa 0,5 % Ce ;

— asigurarea unei protecții a aliajului de nodulizare, cu un strat de amestec de formare pe bază de rășină furanică și care permite declanșarea reacției magneziului numai în momentul cînd oala de turnare este plină cu fontă lichidă ;

— aplicarea metodei de postmodificare în formă este un factor important, deoarece permite nu numai o reducere a unor consumuri de materiale, dar se poate controla și realiza mai bine turnarea pieselor. Este vorba de respectarea unor temperaturi optime de turnare și de faptul că turnarea pieselor se poate realiza într-un timp minim de la terminarea reacției de nodulizare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sofroni, L., Ștefănescu, D. M. și Vincenz C. *Fontă cu grafit nodular.* București, Ed. tehnică, 1978, p. 5—388.

[2] Sofroni, L. și Ștefănescu, D. M. *Fonte modificate cu proprietăți superioare.* București, Ed. tehnică, 1971, p. 161—240.

[3] Mayer, H. *Fabrication de grosses pièces en fonte ferritique à graphite spheroidal.* În : Revue Technique Sulzer, nr. 1, 1968, p. 39—48.

[4] Mariani, C. *Esperienze con inoculazione, in staffa.* În : La Fonderia Italiana, nr. 7/8, 1971, p. 247—255.

[5] Mayer, H. și Hämmerli, T. *La production de fonte sphérolitique de haute qualité. Expériences et connaisances actuelles.* În: Revue Technique Sulzer, nr. 1, 1972, p. 3—22.

Rezistența la oboseală a fontelor cu grafit nodular brut turnate, la solicitarea de întindere-compresiune

Dr. ing. D. Ștefănescu, ing. Gr. Niculescu și ing. I. Dumitrescu
I.C.P.T.S.C.—București

CZ: 669.131.7 : 539.431

Comportarea la oboseală a fontelor cu grafit nodular prezintă un mare interes pentru piesele supuse la solicitări ciclice simetrice și nesimetrice ca arbori cotiți, roți dințate etc. Într-adevăr, cele mai multe organe de mașini se distrug ca urmare a oboselii și mult mai rar ca urmare a depășirii rezistenței lor statice. Ca urmare, acest subiect se bucură în continuare de atenția cercetătorilor, urmărindu-se influența structurii fontei asupra valorii rezistenței la oboseală. Interesează din acest punct de vedere nu numai structura masei metalice de bază, ci și dimensiunile nodulilor de grafit, care, după cum se știe, influențează și alte caracteristici ale fontelor cu grafit nodular cum sînt: caracteristicile mecanice la încercări statice (rezistența și alungirea), caracteristicile mecanice la încercări dinamice (rezistența), prelucrabilitatea etc.

J.W. Grant [6] a studiat rezistența la oboseală a fontelor cu grafit nodular comparativ cu cea a fontelor cu grafit lamelar. Încercările s-au făcut în regim de încovoiere rotativă la 2.10^7 cicluri pe epruvete de 8,4 mm diametru și pe epruvete crestate cu o crestătură de 3,4 mm adîncime. Rezultatele obținute de Grant sînt rezumate în tabelul 1 pentru 13 fonte diferite.

Se observă că fontele cu grafit nodular au rezistențe la oboseală pe epruvete necrestate mai ridicate decît cele cu grafit lamelar, la aceeași rezistență de rupere la tracțiune. Efectul de crestare al grafitului nodular fiind mai redus decît cel al grafitului lamelar, rezultă că prezența crestăturilor are o influență mai mare și că, în final, fontele cu grafit nodular pierd o parte din avantaje atunci cînd piesele prezintă schimbări de secțiune.

M. Ohashi și colab. [1] au studiat variația rezistenței la oboseală (încovoiere rotativă) în funcție de conținutul de perlită pe fonte cu grafit nodular, cu următoarea compoziție chimică: 3,6 %C; 2,8 % Si; 0,18 % Mn; 0,041 % P; 0,012 % S; 0,02 % Cr; 0,038 % Mg. S-au folosit probe cu diametrul de 8 mm, necrestate și crestate (cu raza crestăturii de 1 mm). Relația obținută între rezistența la oboseală și proporția de perlită din structură este prezentată în figura 1. Creșterea rezistenței la oboseală este proporțională cu creșterea proporției de perlită, variind între 230 (masă metalică feritică) și 320 N/mm² (masă metalică perlitică). Totuși, la o observație mai atentă se constată că mărirea rezistenței la oboseală a fost mai mică în domeniul 20—80 % perlită, comparativ cu celelalte domenii. Acest domeniu corespunde din punct de vedere structural structurii „ochi de bou".

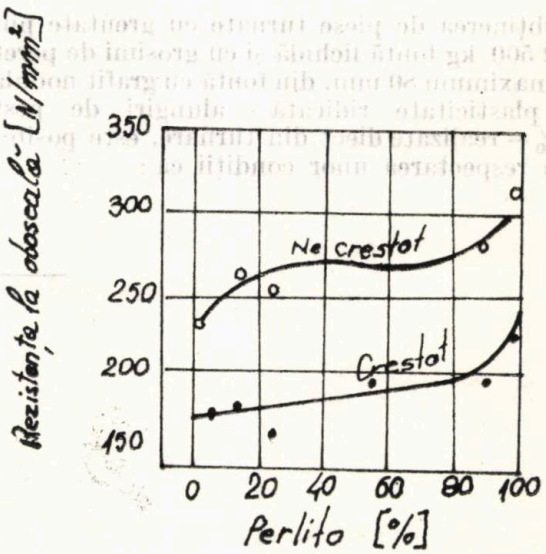


Fig. 1. Variația rezistenței la oboseală a fontelor cu grafit nodular în funcție de proporția de perlită din structură [1]

Tabelul 1

Rezistența la oboseală comparativă a fontelor cu grafit lamelar și nodular [6]

Tipul fontei	Rezistența la tracțiune, N/mm²	Rezistența la oboseală, N/mm²		Epruvetă crestată semicircular $r = 1{,}27$ mm
		Epruvetă necrestată	Epruvetă crestată în V la 45°	
Grafit lamelar	253—475	120—162	120	105—127
Grafit nodular (cu Ce)	340—575	170—280	99—127	120—190
Grafit nodular (cu Mg), brut turnată	600—650	225—255	—	—
Grafit nodular (cu Mg), recoaptă	395—425	183	—	—

Explicația observației constă în faptul că fenomenul de oboseală are două etape : inițierea fisurii și propagarea ei.

Alte cercetări japoneze efectuate de I. Nimi și colab. [2], referitoare la influența nodulilor de grafit asupra rezistenței la oboseală în condiții de încvoiere rotativă, au arătat că rezistența la oboseală scade la creșterea dimensiunilor nodulilor de grafit, dar rămîne constantă la diametre ale nodulilor de peste 40 μm în cazul probelor necrestate, indiferent de structura masei metalice. Totuși, deoarece odată cu schimbarea dimensiunilor nodulilor de grafit s-au schimbat și dimensiunile grăunților din masa metalică, trebuie avută în vedere și influența grăunților.

În figura 2 se prezintă dependența dintre rezistența de rupere la tracțiune și raportul rezistență la oboseală/rezistență la tracțiune după [3], pentru fonte cu grafit nodular brut turnate și tratate termic, nealiate și slab aliate. Se observă că elementele de aliere nu au influență directă, pozitivă sau negativă, asupra raportului de oboseală („Dauerfestigkeitsverhältnis").

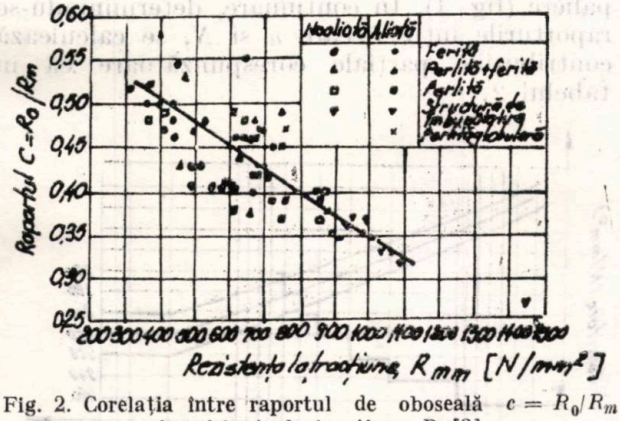


Fig. 2. Corelația între raportul de oboseală $c = R_0/R_m$ și rezistența la tracțiune R_m[3]

Influența asupra rezistenței la oboseală depinde de influența asupra structurii și rezistenței, astfel încît un conținut de elemente de aliere care determină mărirea rezistenței la tracțiune determină și mărirea rezistenței la oboseală.

Din aceeași figură se constată că raportul $c = R_m/R_0$ variază între 0,32 și 0,52, valorile mai mici de 0,39 corespunzînd fontelor cu grafit nodular îmbunătățite.

În general raportul de oboseală, c, scade cu creșterea rezistenței la tracțiune, putînd atinge de exemplu 0,27 la rezistențe la tracțiune de 1 450 N/mm².

După D. Pohl și D. Holzwarth [4] pentru fontele din figura 2 R_0/R_m este legat de rezistența la tracțiune din relația :

$$R_0/R_m = 0{,}61 - 0{,}00026\ R_m \qquad (1)$$

La aceeași rezistență și structură fontele cu grafit nodular au un raport R_0/R_m mai mic decît fontele cu grafit lamelar, la care $R_0/R_m = 0{,}42 - 0{,}55$.

În absența concentratorilor de tensiune, oțelul are rezistența la oboseală superioară fontelor cu grafit nodular.

În majoritatea cazurilor practice piesele posedă însă concentratori de tensiune datorită configurației lor constructive (variații bruște de dimensiune, găuri transversale, crestături, rizuri obținute la prelucrarea prin așchiere, retasuri etc.). De aceea, în aprecierea comportării la oboseală a unui material nu interesează numai rezistența la oboseală, R_0, ci și rezistența la oboseală pe probă crestată, R_{0K}, precum și raportul acestora, denumit factor de reducere a rezistenței la oboseală :

$$K_f = \frac{R_0}{R_{0K}} . \qquad (2)$$

Acest factor exprimă sensibilitatea fontelor și oțelurilor față de crestături (concentratori de tensiune).

Din cercetările lui Ohashi și colab. [1] descrise mai sus, a rezultat că factorul de reducere a rezistenței la oboseală corespunzător masei metalice perlitice și cel corespunzător masei metalice feritice sînt practic egali, avînd valoarea $K_f = 1{,}3$.

După date sovietice însă [5], mărirea cantității de ferită din structura fontelor cu grafit nodular micșorează factorul de reducere de la 2,2 la 1,4.

În cazul fontelor cu grafit lamelar $K_f = 1 - 1{,}6$, ceea ce dovedește că rezistența la oboseală a acestor fonte este puțin afectată de crestături.

Cercetări proprii

În încercările efectuate s-a urmărit influența proporției de ferită din structura fontelor cu grafit nodular brut turnate asupra rezistenței la oboseală, rezistenței la tracțiune și a raportului rezistență la oboseală/ rezistență la tracțiune, precum și compararea datelor obținute la solicitare asimetrică întindere-compresiune, cu cele obținute la încovoiere rotativă.

Elaborarea și turnarea probelor. S-a elaborat un număr de 24 topituri în cuptor cu inducție de 100 kg capacitate. Încărcătura a constat din diferite proporții de fontă brută de turnătorie, fontă brută desulfurată, fontă Ovako, fontă de înaltă puritate românească, oțel vechi și recirculat. Nodulizarea s-a executat prin metoda Sandwich cu 2,3 % prealiaj FeSiMg cu 6—8 % Mg. După nodulizare fonta a fost modificată în cursul transvazării în oala de turnare cu 0,5 % ferosiliciu (75 % Si).

Proporția de ferită din structura probelor a fost variată prin alegerea încărcăturii meta-

lice, astfel încît să se obţină variaţii însemnate ale conţinutului de mangan, fosfor şi sulf, la acelaşi conţinut de carbon şi siliciu.

Din fiecare topitură s-au turnat probe – U (tip Lynchburg), pe care s-au determinat rezistenţa la tracţiune, rezistenţa la oboseală şi din care s-au prelevat probele pentru metalografie.

Determinarea rezistenţei la oboseală. Metoda clasică de determinare a rezistenţei la oboseală a fontelor este metoda lui Wöhler, care constă în stabilirea tensiunii maxime a ciclului pe care fonta o poate suporta o durată de încercare convenţională (10^6–10^7 cicluri) fără să aibă loc ruperea. Metoda este laborioasă şi necesită un mare număr de încercări, fapt care a dus la folosirea unei metode de încercare de scurtă durată şi anume metoda Locati [7].

Această metodă, constînd în încărcarea în trepte succesive, nu utilizează decît o epruvetă şi se bazează pe ipoteza lui Miner [8] a daunelor cumulate, care consideră că:

$$\frac{\Sigma n}{N} = 1 \qquad (2)$$

unde n este numărul de cicluri suportate pe fiecare treaptă de solicitare, iar N reprezintă numărul de cicluri la care se produce ruperea la oboseală, la diferite sarcini.

Epruveta este supusă unor paliere de încercare eşalonate crescător. Fiecare palier corespunde unui număr de cicluri constant n, palierul iniţial situîndu-se puţin sub rezistenţa la oboseală prezumată.

Epruvetele folosite au fost prelucrate sub formă torică în porţiunea calibrată, iar capetele de prindere în bacurile maşinii au fost cilindrice (fig. 3).

S-a lucrat pe pulsatorul 200 cm³ al maşinii universale Losenhausen de 60 tf în cicluri asimetrice de solicitare la întindere, compresiune cu frecvenţa de 666 pulsaţii pe minut, raport de asimetrie 1/10 şi paliere de 100 000 cicluri. Eşalonarea sarcinilor s-a ales din 20 în 20 N/mm², iar treapta iniţială de solicitare s-a apreciat cam la 0,5–0,6 din valoarea rezistenţei de rupere la tracţiune [9].

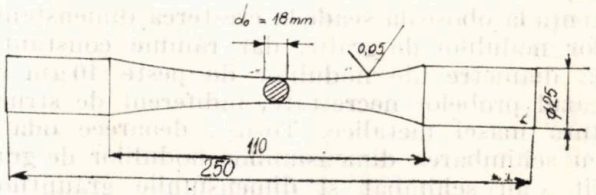


Fig. 3. Epruveta folosită la încercarea la oboseală

Modul de determinare a rezistenţei la oboseală prin metoda Locati rezultă din exemplul de mai jos pentru una din epruvetele testate în cadrul încercărilor (epruveta nr. 2 din topitura 4).

Pe diagrama Wöhler se trasează familia de curbe Wöhler solicitare – număr de cicluri, plasînd cotul de rupere ipotetic la $2 \cdot 10^6$ cicluri, precum şi progresia încercării în trepte, pe paliere (fig. 4). În continuare, determinîndu-se raporturile între fiecare n şi N, se calculează contribuţiile parţiale corespunzătoare ca în tabelul 2.

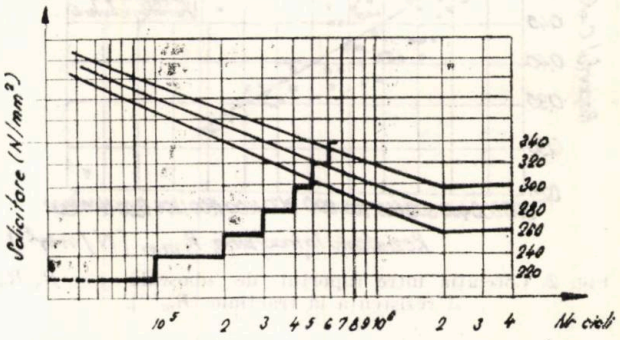


Fig. 4. Încercarea Locati la ciclu asimetric de întindere-compresiune pentru o probă de fontă cu grafit nodular (topitura 4)

Tabelul 2

Calculul daunelor cumulate pentru diferite niveluri de încărcare în raport cu patru curbe de oboseală, avînd ca limite respectiv 240, 260, 280 şi 300 N/mm²

Solicitarea, N/mm²	Numărul de cicluri, n	Contribuţii cumulate							
		Curba $R_0 = 240$		Curba $R_0 = 260$		Curba $R_0 = 280$		Curba $R_0 = 300$	
		N	n/N	N	n/N	N	n/N	N	n/N
220	100 000	∞	0						
240	100 000	$2 \cdot 10^6$	0,050	∞	0				
260	100 000	$8,45 \cdot 10^5$	0,118	$2 \cdot 10^6$	0,050	∞	0		
280	100 000	$3,5 \cdot 10^5$	0,285	$7,9 \cdot 10^5$	0,127	$2 \cdot 10^6$	0,050	∞	0
300	100 000	$1,5 \cdot 10^5$	0,671	$3,2 \cdot 10^5$	0,317	$7,5 \cdot 10^5$	0,133	$2 \cdot 10^6$	0,050
320	100 000	$6,4 \cdot 10^4$	1,562	$1,3 \cdot 10^5$	0,800	$2,7 \cdot 10^5$	0,375	$65,10^5$	0,153
340	38 900	$2,5 \cdot 10^4$	1,543	$4,7 \cdot 10^5$	0,082	$9,4 \cdot 10^5$	0,041	$2,1 \cdot 10^5$	0,018
Total	638 900		4,231		1,377		0,600		0,222

Înscriind pe o altă diagramă valorile contribuțiilor parțiale ale fiecărei curbe, determinarea limitei de rupere la oboseală se face la nivelul acelei valori la care contribuția cumulată este 1, în cazul exemplificat fiind de 268 N/mm² (fig. 5).

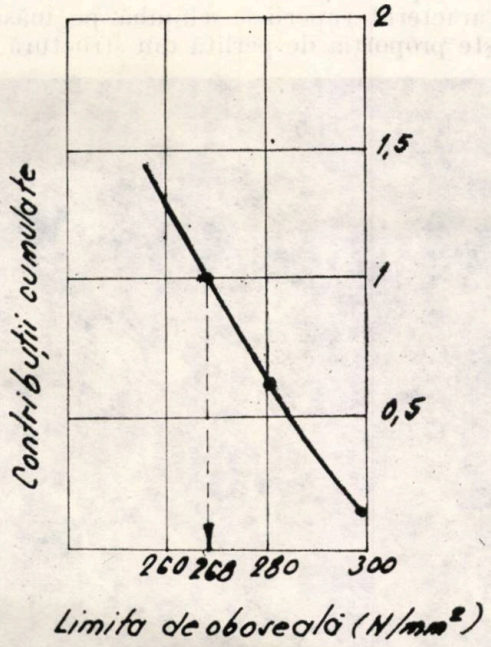


Fig. 5. Calculul daunelor cumulate pentru încercarea reprezentată în figura 4 : pentru $\varepsilon 4/N = 1$, rezistența la oboseală este de 268 N/mm²

Microscopie. Cercetările metalografice au fost efectuate pe un microscop de tip Neophot 2, iar determinările cantitative de faze (proporțiile de ferită — perlită și numărul de noduli de grafit) s-au efectuat pe un microscop de tip Quantimet.

Cercetările fractografice pe suprafețele de rupere la oboseală au fost realizate pe un microscop electronic cu baleiaj de tip J X 50 A.

Rezultate și discuții. Rezultatele încercărilor efectuate sînt centralizate în tabelul 3. Din

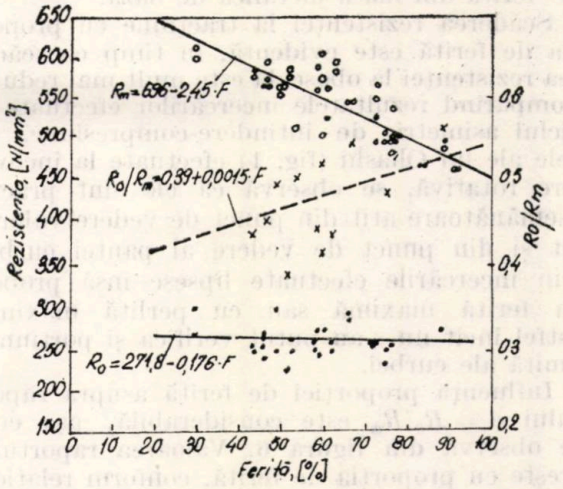


Fig. 6. Variația rezistenței la oboseală, a rezistenței la tracțiune și a raportului $c = R_0/R_m$, în funcție de proporția de ferită din masa de bază a probelor brut turnate din fontă cu grafit nodular

Tabelul 3

Centralizarea rezultatelor experimentale

Nr. topiturii	Compoziția chimică, %							Structura		Caracteristicile mecanice					
					S					Tracțiune				Oboseală	
	C	Si	Mn	P	inițial	final	Mg	Ferită, %	Noduli pe mm²	R_m, N/mm²		δ, %		R_0, N/mm²	
										Proba 1	Proba 2	Proba 1	Proba 2	Proba 1	Proba 2
1	3,81	2,34	0,45	0,081	0,053	0,009	0,03	42,7	82	582	584	8,0	8,1	255	251
2	3,65	2,35	0,55	0,062	0,038	0,009	0,05	61,6	82	596	584	13	12	252	259
3	3,83	2,30	0,54	0,10	0,055	0,011	0,04	28,5	82	601	617	5,2	6	271	300
4	4,07	2,66	0,45	0,080	ND	0,010	ND	46,2	69	594	577	10,4	7,8	264	268
5	3,82	2,66	0,49	0,063	0,018	0,010	ND	66,0	86	545	546	15,4	16	298	291
6	3,87	2,44	0,41	0,100	0,019	0,008	0,05	59,8	79	523	562	10,4	9,6	273	264
7	3,84	2,36	0,26	0,083	ND	0,009	ND	49,1	82	557	565	10,9	12,4	248	302
9	3,86	2,29	0,36	0,097	ND	0,008	0,03	46,3	66	566	565	9,4	9,6	241	256
10	3,80	2,34	0,30	0,082	ND	0,009	0,04	71,5	90	496	523	16,5	11	256	—
11	4,05	2,30	0,38	0,093	ND	0,007	0,03	51,0	92	576	584	12	12	228	—
13	4,00	2,50	0,44	0,095	0,043	0,011	0,03	57,6	103	560	591	8,4	9,6	250	259
14	4,09	2,52	0,43	0,096	0,018	0,008	ND	58,8	94	502	576	7,2	6,6	275	—
16	4,03	2,34	0,31	0,059	ND	0,012	0,05	74,8	78	506	505	17,4	20	234	250
17	3,65	2,43	0,42	0,074	0,042	0,016	ND	52,5	74	512	—	6,4	—	251	265
18	3,70	2,54	0,35	0,076	0,012	0,009	ND	58,5	75	604	—	10,6	—	247	—
20	3,97	2,44	0,26	0,050	0,019	0,016	ND	75,5	57	480	506	13	15	255	—
22	4,09	2,58	0,38	0,087	0,012	ND	ND	72,4	84	561	551	12,8	12,0	259	258
23	4,08	2,59	0,22	0,060	ND	0,004	ND	88,1	88	484	498	16,41	13,5	273	—

acest tabel se observă că compoziția chimică a probelor investigate a variat în limitele: 3,65—4,09 %C; 2,29—2,66 % Si; 0,55—0,22 % Mn; 0,1—0,05 % P; 0,053—0,012 % S inițial; 0,004—0,016 % S final; 0,03—0,05 % Mg, proporția de ferită a variat în domeniul 28,5—88,4 %, iar numărul de noduli a variat în domeniul 57—103 noduli/mm^2.

În figura 6 s-a prezentat variația rezistenței la oboseală, a rezistenței la tracțiune și a raportului $c = R_m/R_0$ în funcție de proporția de ferită din masa metalică de bază.

Scăderea rezistenței la tracțiune cu proporția de ferită este evidentă, în timp ce scăderea rezistenței la oboseală este mult mai redusă. Comparînd rezultatele încercărilor efectuate la ciclul asimetric de întindere-compresiune, cu cele ale lui Ohashi (fig. 1) efectuate la încovoiere rotativă, se observă că ele sînt practic asemănătoare atît din punct de vedere valoric, cît și din punct de vedere al pantei curbei. Din încercările efectuate lipsesc însă probele cu ferită maximă sau cu perlită maximă, astfel încît nu s-au putut verifica și porțiunile limită ale curbei.

Influența proporției de ferită asupra raportului $c = R_0/R_m$ este considerabilă, așa cum se observă din figura 6. Valoarea raportului crește cu proporția de ferită, conform relației:

$$R_0/R_m = 0{,}39 + 0{,}0015\,F \qquad (3)$$

unde F este ferita din structură exprimată în %.

Din relația (3) rezultă că raportul R_0/R_m în condițiile de experimentare date a variat în limitele 0,39—0,54. Se observă o concordanță (corelație excelentă) cu rezultatele comunicate de D. Pohl și D. Holzwarth [4], prezentate în prima parte a acestei lucrări, la care pentru fonte cu grafit nodular brut turnate s-a găsit $c = 0{,}39—0{,}52$.

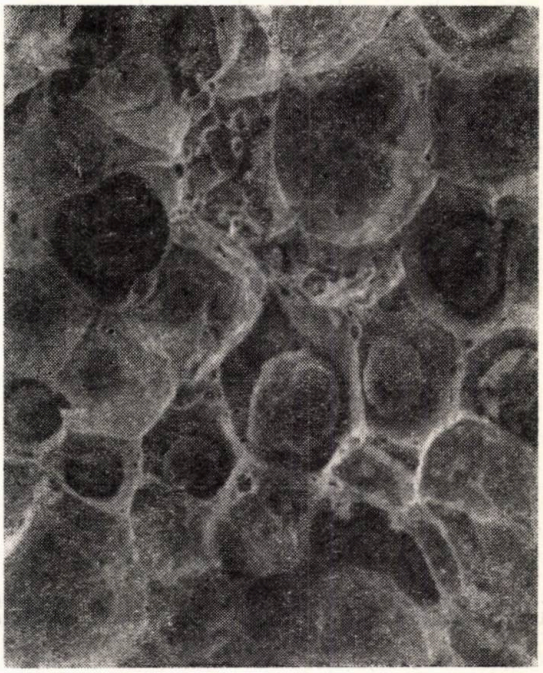
Nu s-a putut constata nici o influență a numărului de noduli asupra rezistenței la oboseală în domeniul investigat.

Pentru elucidarea fenomenelor care au loc în cursul ruperii la oboseală, la solicitarea de întindere-compresiune, s-au efectuat o serie de fractografii pe cîteva probe considerate caracteristice. Astfel în figura 7 se prezintă fractografiile unei probe cu structură predominant feritică (88,4 % ferită). Se observă că la această probă caracterul general al ruperii este ductil-fragil, predominînd pregnant ruperea ductilă. În raport cu întreaga suprafață investigată zonele de rupere fragilă reprezintă numai 20 % din total.

În jurul și în apropierea nodulilor de grafit, ruperea este net ductilă. În jurul tuturor nodulilor de grafit se observă ruperi sub formă de crater cu deformarea puternică a masei metalice (curgere). Calculînd deformarea materialului în zona de contact cu nodulii de grafit s-a obținut o valoare medie de 41 %, ceea ce arată că în această zonă masa metalică a prezentat o plasticitate deosebită.

În sfîrșit, fractografiile acestei probe au mai pus în evidență existența unor incluziuni de gaze (pe coamele craterelor de rupere), care însă nu par să afecteze rezistența la oboseală.

Caracterul ruperii se schimbă pe măsură ce crește proporția de perlită din structură. Acest

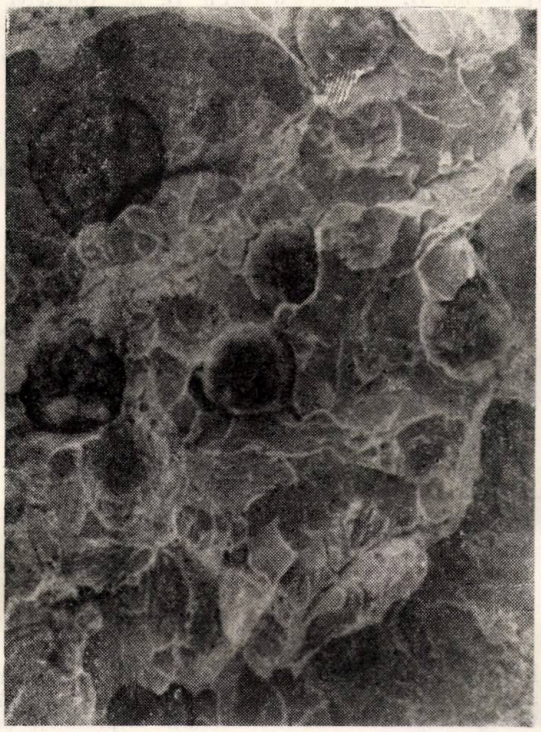


a)

b)

Fig. 7. Fractografiile unei probe cu 88,4 % ferită (proba 23) după rupere la oboseală în condiții de întindere-compresiune: *a* — × 300; *b* — × 1 000

lucru poate fi observat din fractografiile prezentate în figura 8, reprezentînd aspectul ruperii unei probe cu 42,4% perlită în structură (proba 13). La această probă caracterul general al ruperii este fragil-ductil, dominînd ruperea fragilă pe planurile de clivaj (40% din total).



a)

b)

Fig. 8. Fractografiile unei probe cu 42,4% perlită (proba 13) după rupere la oboseală în condiții de întindere—compresiune: *a* — × 300; *b* — × 1 000

În vecinătatea nodulilor de grafit ruperea este slab ductilă. Craterele din jurul nodulilor sînt destul de puțin pronunțate, curgerea materialului fiind redusă. Se disting ruperi sub formă de crestătură pe direcții radiale ale materialului de bază. Deformarea medie a materialului în zona craterelor este de 18%.

Este interesant de observat pe figura 8, *b* că nodulul de grafit central își păstrează coerența cu masa metalică pe aproximativ 1/2 din circumferință.

În general s-a constatat că pe măsură ce crește proporția de perlită din structură are loc o micșorare a deformării plastice a materialului din vecinătatea nodulilor de grafit (fig. 9), deformarea rămînînd constantă la mai mult de 40% perlită. Această afirmație este desigur valabilă pentru limitele investigate.

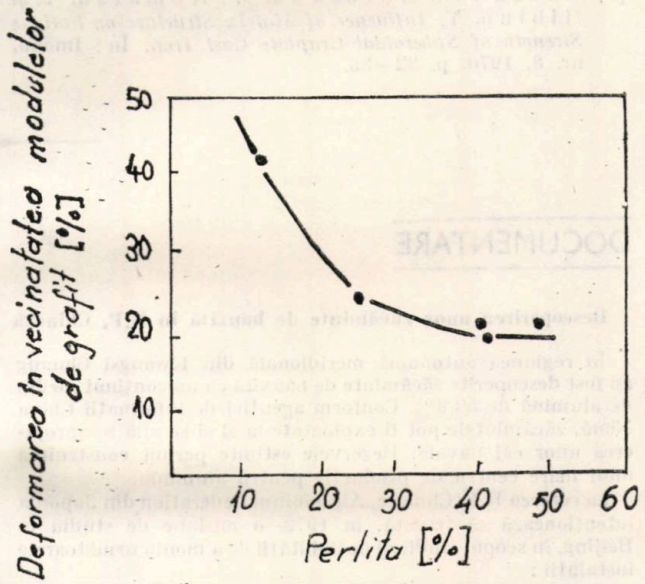


Fig. 9. Variația deformării masei metalice în vecinătatea nodulilor de grafit, în funcție de proporția de perlită din structură, în probele rupte la oboseală

Se pare că această micșorare a deformării în jurul nodulilor de grafit, fără ca totuși nodulii să constituie amorse de ruptură, determină creșterea rezistenței la oboseală.

Concluzii

— Rezultatele încercărilor la oboseală la ciclu asimetric întindere-compresiune pe fonte cu grafit nodular brut turnate, interpretate prin metoda Locati, sînt similare cu cele efectuate la încovoiere rotativă, interpretate prin metoda Wöhler.

— Pentru fonte cu grafit nodular brut turnate, rezistența la oboseală variază între 240 și 300 N/mm², fiind cu atît mai mare cu cît proporția de perlită din structură este mai mare.

— Raportul de oboseală $c = R_0/R_m$ pentru fonte cu grafit nodular brut turnate a variat în limitele 0,39—0,54, ceea ce confirmă date experimentale mai vechi, obținute la încovoierea rotativă.
— Cercetările fractografice au arătat că nodulii de grafit nu constituie amorse de rupere în cazul solicitării la oboseală, datorită inelului feritic ce permite curgerea materialului în cursul solicitării. În aceste condiții este normal ca mărirea proporției de perlită să determine creșterea rezistenței la oboseală.
— Nu s-a putut constata o corelație între numărul de noduli de grafit și rezistența la oboseală.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ohashi, M., Kurosawa, M., Komatsu, Y. și Hibino, Y. *Influence of Matrix Structure on Fatigue Strength of Spheroidal Graphite Cast Iron.* În: Imono, nr. 8, 1970, p. 32—36.

[2] Nimi, I., Ohashi, M., Komatsu, X. și Hibino, Y. *Influence of Graphite Nodules on the Fatigue Strength of Ductile Iron.* În: Imono, nr. 2, 1971, p. 92—100.

[3] Röhrig, K., Gerlach, H. G. și Nickel, O. *Legiertes Gusseisen.* Vol. 2. *Gusseisen mit Kugelgraphit.* Düsseldorf, Giesserei — Verlag, 1974, p. 147.

[4] Pohl, D. și Holzwarth, D. În: Giesserei, 1964, 16, p. 111—116.

[5] Ghirșovici, N.G. *Kristallizațiia i svoistva ciuguna v otlivkah.* Moscova — Leningrad, Mașinostroenie, 1966, p. 561.

[6] Grant, J.W. *Essais de fatigue sur éprouvettes lisses et entaillées de fonte à graphite lamellaire et nodulaire.* În: BCIRA Journal, april., 1950, p. 333.

[7] Locati, L. *La prove di fatica come ausilio alla progetazione et alla produzione.* În: La metallurgia italiana, nr. 9, 1955, p. 301.

[8] Miner, M.A. *Cumulative Damage in Fatigue.* În: J. Appl. Mech., nr. 12, 1945, p. 154—159.

[9] Cazaud, R. *La fatigue des metaux.* Dunod, Paris, 1969, p. 622.

DOCUMENTARE

Descoperirea unor zăcăminte de bauxită în R.P. Chineză

În regiunea autonomă meridională din Kwangsi Chuang au fost descoperite zăcăminte de bauxită cu un conținut mediu de alumină de 59,9%. Conform agenției de informații China Nouă, zăcămintele pot fi exploatate la zi și se află în apropierea unor căi navale. Rezervele estimte permit construirea unui mare centru de producție pentru aluminiu.

La cererea R.P. Chineze, Aluminium Federation din Japonia intenționează să trimită, în 1979, o misiune de studiu la Beijing, în scopul studierii posibilității de a monta următoarele instalații:

— de extracție a bauxitei;
— de producție a aluminei (la Shanghai);
— de producție a aluminiului (una sau mai multe uzine cu o capacitate globală între 200 000 și 1 000 000 t/an);
— de prelucrare a aluminiului;
— de producere a electricității pentru uzinele de electroliză.

Toate aceste proiecte ar trebui să fie terminate în jurul anului 1985.

În cadrul acordurilor comerciale încheiate între R.P.Chineză și Japonia, societățile japoneze Showa Denko KK și Nippon Foil Mtg Co vor livra Chinei o instalație de producție pentru folii, cu o capacitate anuală de 1 400 t.

(În: *Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 481, febr. 1979, p. 64*)

Midrex Corp. dezvoltă un procedeu de reducere directă cu reducător solid

Pentru a permite dezvoltarea reducerii directe în țările sărace în hidrocarburi, însă dispunînd de cărbune, Midrex Corp. a pus la punct un procedeu de reducere directă cu cărbune.

Un amestec de cărbune, minereu și eventual calcar și dolomită (pînă la 5%) este încălzit prin rezistență electrică într-un cuptor cu cuvă. Gazul produs prin reacția cărbunelui cu minereul este recirculat în contracurent după epurare. Operația este continuă, cuptorul fiind încărcat la partea sa superioară, materialul preredus extras prin partea inferioară și purificat prin separare magnetică.

Consumul energetic pentru un cărbune cu 25—30% substanțe volatile și un grad de metalizare de 92% este de ordinul 2,2 Gcal/t preredus sub formă de cărbune și de 750 kWh.

(În: *Revue de Métallurgie, Franța, nr. 5, 1979, p. 375*)

Ing. Georgeta Goraș,
ing. Ludmila Seceleanu
Institutul politehnic — București
ing. Tr. Seceleanu I.C.T.C.M. — București
ing. C. Gălățeanu I.U.C. — București

Cercetări experimentale referitoare la formarea și turnarea în cîmp magnetic cu model neperisabil

CZ : 621.74 : 538.12

Din literatura de specialitate [1]—[3] este cunoscută metoda de formare și turnare în cîmp magnetic cu modele perisabile, care se consumă pentru fiecare turnare.

În această lucrare se prezintă unele rezultate ale experimentărilor efectuate utilizînd o nouă metodă de formare — turnare în cîmp magnetic cu modele neperisabile. Metoda face obiectul unui brevet de invenție [4].

Încercările experimentale s-au efectuat folosind un echipament electromecanic conform schiței din figura 1. Acesta este alcătuit dintr-o bobină (*a*) așezată pe o placă concentratoare

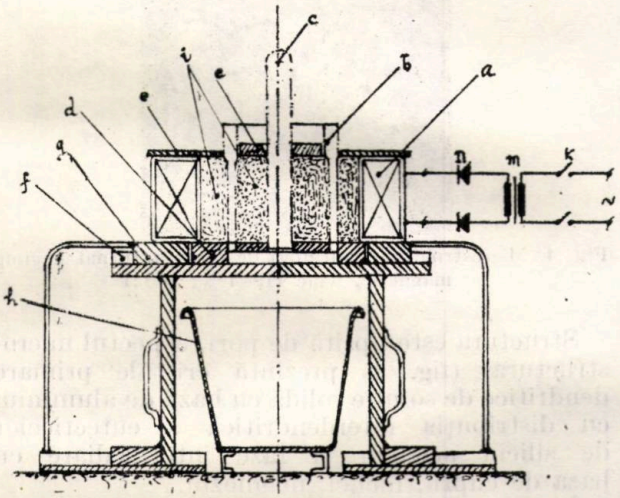


Fig. 1. Echipament electromecanic pentru formare și turnare în cîmp magnetic :

a — bobină ; *b* — model piesă ; *c* — dorn ; *d* — placă concentratoare inferioară ; *e* — plăci concentratoare superioare ; *f* — plăci de bază detașabile cu suport și mîner ; *g* — placă și cadru suport bobină ; *h* — cuvă ; *i* — alice ; *m* — transformator ; *n* — redresor ; **k** — întrerupător

de cîmp inferioară (*d*) din OLC 45, care este fixată pe plăci de bază (*f*) din OLC 45 compuse din două părți detașabile, fixate pe suporți cu mînere (*f*). În interiorul bobinei (*a*) se introduce modelul din lemn (*b*) lustruit convenabil sau din material neferos fără urme de fier, de exemplu o bucșă cu ∅ de 86,5 mm și înălțimea de 116 mm. În interiorul bucșei model se introduce dornul din lemn (*c*), care se fixează în orificiul de turnare al plăcii concentratoare de cîmp inferioară (*d*), prevăzută cu canale și orificii de alimentare.

Cu ajutorul dornului se formează piciorul pentru turnare. În jurul modelului și dornului se introduc alice (*i*) din oțel sau fontă cu diametrul de 0,2—0,4 mm, astfel încît să se asigure umplerea spațiului delimitat de model și dorn. După aceea se montează cele două plăci concentratoare de cîmp superioare (*e*) din oțel

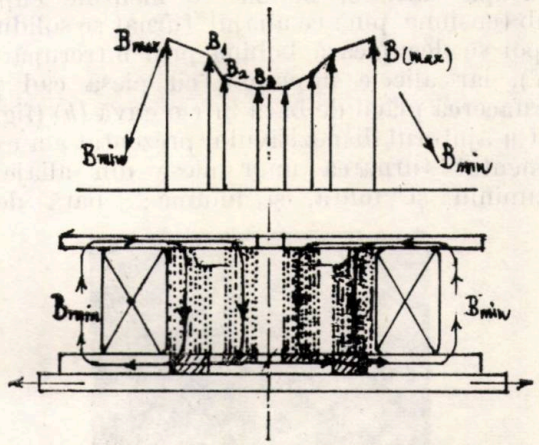


Fig. 2, *a*. Repartizarea inducției magnetice $B(T)$ în circuitul format din bobină, alice, plăci concentratoare și plăci suport — rețea de turnare :

B_{max} — inducția magnetică maximă în interiorul bobinei ; B_{min} — inducția magnetică minimă în exteriorul bobinei ; B_1 — valoarea inducției magnetice pe suprafața formei din alice ; B_2 — valoarea inducției magnetice pe suprafața exterioară a miezului din alice ; B_3 — valoarea inducției magnetice pe suprafața orificiului pentru turnare

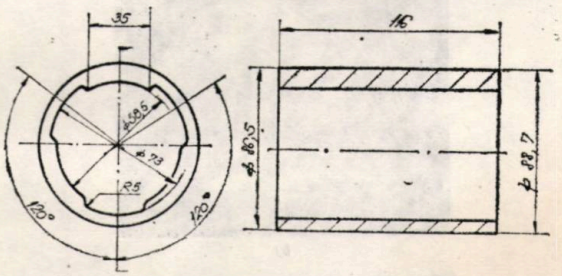


Fig. 2, *b*. Schița bucșei de reducție

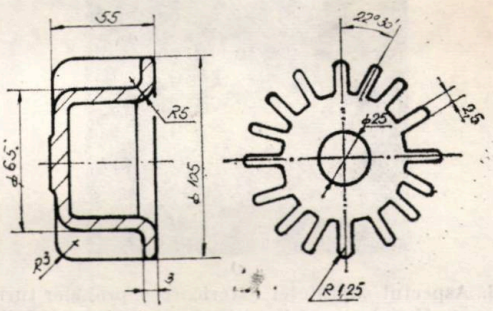


Fig. 2, *c*. Schița chiulasei cu aripioare

OLC 45. Se cuplează bobina (a) prin întrerupătorul (K) la o sursă de curent continuu. Prin magnetizarea corespunzătoare a alicelor se realizează o formă și un miez cu un grad de îndesare corespunzător necesar turnării corecte a piesei.

Înainte de turnare se scot modelul și dornul. Gradul de îndesare a formei depinde de magnetizarea alicelor, de tensiunile superficiale între model (formă, miez), care sînt funcție de tensiunea de alimentare a bobinei, de numărul de spire și forma acesteia.

Gradul de magnetizare a alicelor este asigurat de inducția magnetică care se repartizează în cazul bobinei folosite, conform figurii 2, *a*

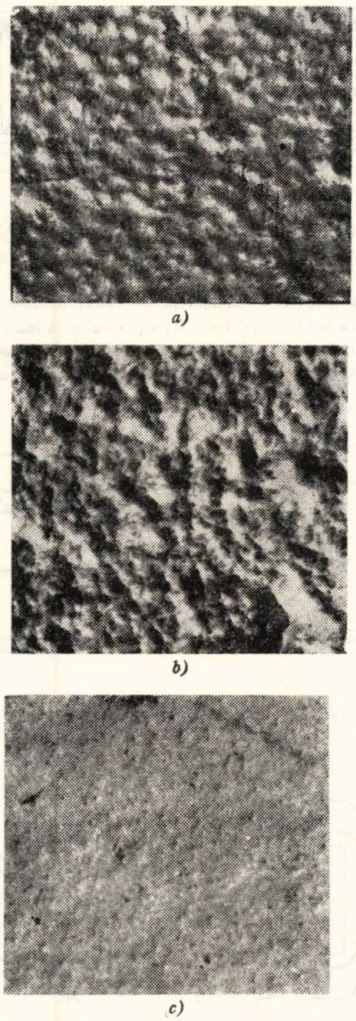
După turnare, bobina se menține cuplată sub tensiune pînă ce aliajul turnat se solidifică. Apoi se decuplează bobina prin întrerupătorul (K), iar alicele împreună cu piesa cad prin desfacerea plăcii de bază într-o cuvă (h) (fig. 1).

Cu ajutorul dispozitivului prezentat s-a experimentat turnarea unor piese din aliaje de aluminiu și fontă, și anume: bară de Ø 50 × 65 mm din aliaje de tip silumin, bucșa de reducție de ∅ 86,5 × 116 mm, cu grosimea peretelui variabilă între 13 și 5 mm (fig. 2, *b*) din ATCu4Mg2Ni2, STAS 201|1|77 și chiulasă cu aripioare, grosimea aripioarelor de 2,5 mm, Ø exterior de 105 × 55 mm din Fc18, STAS 568|75 (fig. 2, *c*).

Procedeul poate fi utilizat și pentru turnarea pieselor care necesită formarea cu plan de separare, folosind două bobine.

Bara din silumin complex s-a turnat direct folosind instalația din figura 1 cu o bobină cu 600 spire cuplate la tensiunea de 24 V și intensitatea 12 A.

În figura 3 este prezentat aspectul suprafeței exterioare a probelor turnate în cîmp magnetic (fig. 3, *a*), în nisip (fig. 3, *b*) și în forma metalică (fig. 3, *c*) și se observă că rugozitatea suprafeței în cazul turnării în cîmp magnetic este intermediară între cele turnate în nisip și în forma metalică.



a)

b)

c)

Fig. 3. Aspectul suprafeței exterioare a probelor turnate în cîmp magnetic (*a*), în nisip (*b*) și în formă metalică (*c*). Mărirea 5 :1

Fig. 4. Microstructura unui aliaj de silumin turnat în cîmp magnetic. Atac HF 1%; 100 :1

Structura este lipsită de pori, aspectul microstructural (fig. 4) prezintă cristale primare dendritice de soluție solidă cu bază de aluminiu, cu distribuția interdendritică a eutecticelor de siliciu acicular și faze intermediare cu baza de cupru, nichel, magneziu.

În continuare s-au turnat direct bucșe din ATCu4Ni2Mg2, folosind o altă bobină cu Ø exterior de 190 mm, cu Ø interior de 125 mm și $H = 110$ cu 820 spire din sîrmă de bobinaj, cu ∅ de 1,55 mm izolată BB, alimentată cu o tensiune de $U = 48-50$ V și intensitatea de $I = 8{,}2-9$ A în două condiții diferite, cu alice reci și alice calde.

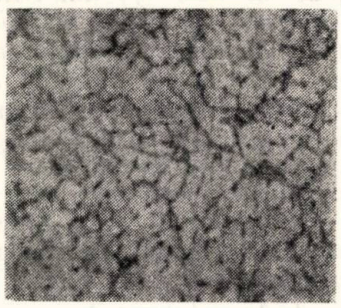


Fig. 5. Microstructura AT Cu4Ni2Mg2 turnat în formă metalică. Atac HF 1%; 100 :1

Din același material s-au turnat bucșe în forme metalice și în nisip. În toate cazurile structura a fost compactă, lipsită de pori, cu rare incluziuni de oxizi.

Microstructura pieselor turnate în forma metalică (fig. 5) prezintă o repartiție fină interdendritică a constituenților, cristale dendritice de soluție solidă cu baza de aluminiu și eutectice complexe dispuse interdendritic. În probele turnate în nisip (fig. 6) se observă același tip de structură, dar cu celula interdendritică mult mai mare (cca. 2 ori). Piesele turnate în cîmp magnetic prezintă structuri similare mai fine, comparabile cu cele turnate în formă metalică. Microstructura pieselor turnate în forme din alice reci (fig. 7) este ceva mai fină decît cea turnată în forme din alice calde (fig. 8). Aspectul exterior prezintă o suprafață

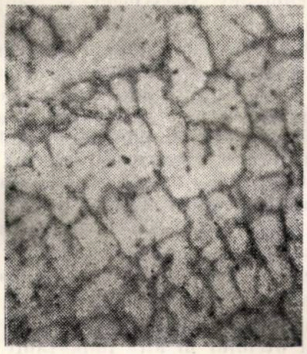


Fig. 6. Microstructura ATCu4Ni2Mg2 turnat în formă de nisip. Atac HF 1%; 100:1

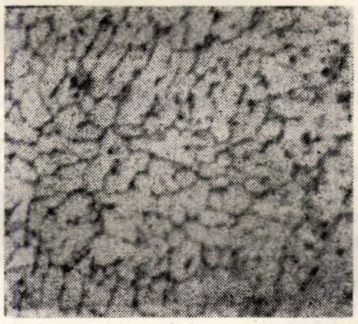


Fig. 7. Microstructura ATCu4Ni2Mg2 turnat direct în cîmp magnetic, alice reci. Atac HF 1%; 100:1

neregulată, determinată de configurația alicelor, însă superioară, celor turnate în nisip. La partea superioară, care de fapt constituie maselota piesei, o parte din alice au fost prinse în coaja bucșei fără a se dizolva și a da modificații structurale.

Din același material, prin turnare în sifon s-a realizat o suprafață mai bună, fără prinderea alicelor în coaja de solidificare. Microstructura (fig. 9) prezintă aspect similar celor precedente, cu observația că celula interdendritică este foarte fină.

Încercările de turnări de fontă cu model neperisabil au permis realizarea unor piese complicate — chiulase cu aripioare cu suprafețe de turnare bune. Microstructura fontei

Fig. 8. Microstructura ATCu4Ni2Mg2 turnat direct în cîmp magnetic, alice calde. Atac HF 1%; 100:1

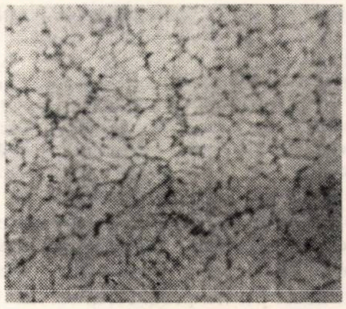


Fig. 9. Microstructura ATCu4Ni2Mg2 turnat în sifon în cîmp magnetic. Atac HF 1%; 100:1

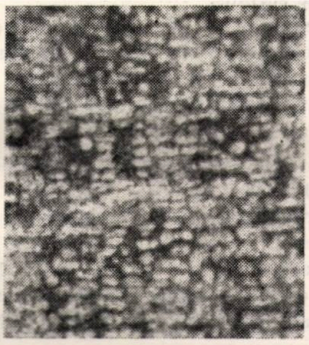


Fig. 10. Microstructura fontei Fc 18 turnată în sifon în cîmp magnetic. Atac nital; 100:1

turnate în cîmp magnetic prezintă o repartiție foarte fină interdendritică neorientată a grafitului (fig. 10).

Din încercările preliminare se desprind următoarele concluzii:

— Prin metoda turnării în cîmp magnetic s-au realizat piese din aliaje de aluminiu și fontă, deci o gamă de aliaje cu proprietăți și temperaturi de topire diferite.

— Calitatea suprafeței realizată este intermediară între suprafețele pieselor turnate în nisip și în formă metalică.

— Structurile și proprietățile pieselor turnate în cîmp magnetic sînt comparabile cu acelea turnate în forme metalice.

— Procesul tehnologic necesită dispozitive speciale dar simple, care odată realizate permit turnarea pieselor în serie mare. Procedeul asigură o eficiență sporită, privind productivitatea muncii prin reducerea timpului de pregătire și eliminarea operațiilor de dezbatere a pieselor turnate, permițînd în același timp mecanizarea și automatizarea, putînd fi integrat în secțiile de prelucrări mecanice.

— De asemenea procedeul asigură eliminarea noxelor.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * Brevet Franța nr. 1.056. 470.
[2] * * * Prospect Magnetformanlage Typ M.F.A. B.B.C. Brown Boveri.
[3] Klaus, Muckhoff. În : Giesserei, nr. 5, 1974.
[4] * * * Brevet de invenție OSIM — R.S.R., nr. 54353 din 20 oct., 1971, cu prioritate de la 16 aprilie 1968.

DOCUMENTARE

Procedeul suedez ELRED în concurență cu furnalul

O nouă soluție care conduce la reducerea costurilor de producție a fontei brute cu 20% este gata de a fi aplicată la scară industrială. Rezultat al unui proiect comun de punere la punct, inițiat de societățile suedeze Stora Kopparberg și ASEA, pocedeul ELRED produce fontă brută prin reducerea în două faze, cu cărbune. Recenta activitate de cercetare și punere la punct de la uzina Domnarvet a societății Stora, care funcționează în prezent sub egida societății ASEA, a ajuns cu procedeul la o fază în care o instalație de producție industrială a devenit o propunere practică.

În cadrul procedeului ELRED, concentratele și cărbunele pot fi utilizate direct, evitîndu-se astfel folosirea instalațiilor de aglomerare și cocsificare. Gazele reziduale generate în sistem pot fi utilizate pentru producerea curentului electric cu ajutorul turbinelor cu gaz și cu abur. Ca urmare, procedeul satisface nu numai necesitățile proprii de electricitate dar asigură și un mic surplus.

Costurile de investiții pentru o instalație ELRED vor fi mai scăzute decît costul combinat al cuptoarelor de cocserie, instalației de aglomerare și furnalului. Faptul că pot fi folosite concentrate de minereu de fier cu conținut ridicat de fosfor reprezintă un alt avantaj al procedeului.

Cele două etape ale procedeului sînt prereducerea și reducerea prin topire.

În vederea extinderii activității de cercetare, în anul 1976, la uzina Västeras, s-a construit o instalație pilot. În cadrul unui proiect paralel, societatea ASEA a pus la punct un cuptor cu arc cu curent continuu pentru topirea fierului vechi ; acest cuptor s-a dovedit adecvat și pentru utilizarea procedeului ELRED.

De cînd principalele utilizări brevetate au revenit societății Stora Kopparberg, în anul 1971, un mare număr de aplicări ale patentului care se referă atît la procedeu cît și la echipament — au fost puse la punct de societățile Stora și ASEA.

(În : *Iron and Steel International, Anglia, nr. 2, 1979, p. 107*)

Metode de elaborare a oțelului luate în considerare de Congresul American

Office of Technology Assessment, o agenție de analiză a politicii Congresului american, a cerut să i se prezinte rapoarte asupra diferitelor metode de elaborare a oțelului. Acestea trebuie să fie metode noi sau inovații legate de obținerea oțelului și să nu mai fi fost publicate pînă acum. Ele trebuie să descrie în detaliu procedeul, pentru a permite o analiză amănunțită a fiabilității și a costului, punînd și problema necesarului de energie și materiale, precum și problema echipamentului utilizat și a performanțelor deosebite pe care acestea le impun.

Domeniile care par susceptibile la inovații sînt reducerea la temperatură joasă, sub 1 000°C, a minereurilor de fier de calitate inferioară, elaborarea într-o singură treaptă — de la minereu la oțel cu conținut scăzut de carbon, fără O,S și Si, într-un recipient de reacție, utilizarea materialelor organice drept combustibili sau agenți reducători, precum și incorporarea elaborării oțelului în alte importante procese termochimice, cum ar fi instalațiile producătoare de energie pe bază de cărbune.

(În : *Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 2, 1979, p. 8*)

Oțel placat „Cockerill Chrome"

Firma belgiană Cockerill a început în 1978 fabricarea unei noi calități de oțel placat, prezentînd o foarte bună rezistență la coroziune. „Cockerill Chrome" se prezintă sub formă de table laminate la rece din oțel stabilizat cu titan, acoperit prin difuzie pe ambele părți cu un strat de 100 μm din aliaj de crom-fier, cu un conținut de 20% crom. Acest oțel constituie un material intermediar între oțelurile inoxidabile și cele cu acoperiri galvanice. În atmosferă rurală, urbană și marină acest oțel prezintă o rezistență la coroziune cel puțin tot atît de mare ca oțelul feritic cu 18% Cr, totodată fiind rezistent la acțiunea unor substanțe chimice : acid acetic, citric, formic, lactic, fosforic, amoniac, bicromat de potasiu etc. Utilizările acestui oțel : coșuri industriale, elemente de cazane schimbătoare de căldură, silozuri, reactoare, ambalaje, tuburi de eșapament pentru autoturisme, caroserii de autobuze.

(În : *Ochrona przed korozja, Polonia, nr. 5, 1979, p. 139*).

Ing. C. Bratu
Institutul politehnic — București

Stabilirea parametrilor tehnologici la turnarea oțelurilor cu microrăcitori

CZ: 621.74—492.2

Introducerea microrăcitorilor în timpul turnării oțelurilor constituie un mijloc tehnologic simplu și eficace pentru dirijarea procesului de solidificare, în vederea eliminării sau diminuării unor defecte de turnare, cum sînt: retasurile, microretasurile, porozitățile axiale, segregațiile și crăpăturile la cald [1]—[3].

Cercetările făcute pînă în prezent [2], [3], [5], [6] au arătat că pe lîngă eliminarea unor defecte de turnare se obține și o îmbunătățire a proprietăților mecanice și în special a celor de plasticitate, deoarece structura primară este mai fină.

Metoda de turnare cu microrăcitori se recomandă în special pentru turnarea lingourilor și pieselor mari din oțel, care au tendința cea mai mare de formare a defectelor enumerate mai sus, în timpul solidificării.

În calitate de microrăcitori se pot utiliza diferite pulberi metalice pe bază de fier, iar în anumite cazuri și pulberi care conțin pe lîngă fier și elemente de aliere (Cr, Mn, Mo, V, Ti). Cantitatea de pulbere metalică (microrăcitori) reprezintă 1—3% din masa aliajului care se toarnă și granulația este cuprinsă între 0,3 și 1,5 mm.

Microrăcitorii introduși în aliajul lichid în timpul turnării îndeplinesc un dublu rol: preiau căldura de supraîncălzire și o parte din căldura de solidificare (deci micșorează mult contracția în stare lichidă și la solidificare), iar o parte din microrăcitori rămîn în aliajul lichid ca germeni de cristalizare (deci modifică condițiile de cristalizare). Pentru obținerea efectului dorit, trebuie ca microrăcitorii să fie uniform distribuiți în masa de aliaj lichid, astfel ca zonele de acțiune și de subrăciri create de fiecare microrăcitor să se suprapună parțial sau să fie tangente.

În vederea corelării optime a factorilor tehnologici se impune stabilirea parametrilor de bază ai metodei de turnare cu microrăcitori și anume:

— modul de introducere a microrăcitorilor în timpul turnării în vederea asigurării unei repartizări uniforme în masa de aliaj lichid;

— determinarea duratei de topire a microrăcitorilor și a temperaturii aliajului în canalele rețelei de turnare;

— determinarea cantității optime de microrăcitori.

În continuare se va prezenta modul de stabilire a acestor parametri tehnologici, corelația factorilor ce influențează acești parametri, precum și modul de utilizare practică prin intermediul nomogramelor.

Modul de introducere a microrăcitorilor în timpul turnării. Introducerea microrăcitorilor în timpul turnării trebuie să se facă cît mai simplu și să se aibă în vedere condiția ca ei să fie uniform distribuiți în masa de aliaj lichid.

În figura 1 se prezintă schematic modul de introducere a microrăcitorilor în timpul turnării, în două variante.

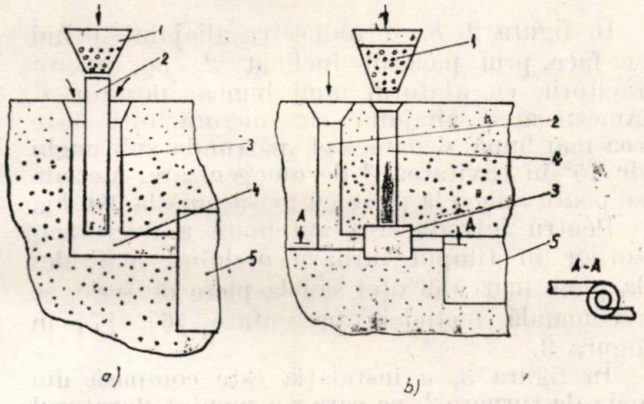


Fig. 1. Schema de introducere a microrăcitorilor în timpul turnării

În prima variantă (fig. 1, *a*), turnarea aliajului se face prin piciorul pîlniei *3*, iar microrăcitorii se introduc din rezervorul *1* prin intermediul unui tub din șamotă, grafit sau cuarț *2*. Amestecarea aliajului lichid cu particulele de pulbere se face la baza piciorului, iar prin intermediul canalului *4* pătrunde în cavitatea formei *5*.

În a doua variantă (fig. 1, *b*) turnarea aliajului se face prin piciorul pîlniei *2*, iar microrăcitorii din rezervorul *1* se introduc prin canalul vertical *4*. Amestecarea aliajului cu microrăcitorii se produce în distribuitorul *3*, datorită faptului că alimentarea se face tangențial (secțiunea *A—A*). După amestecare, aliajul pătrunde prin intermediul canalului de alimentare în cavitatea formei *5*. Cele două variante prezintă dezavantajul că sînt greoaie, cu toate că asigură o repartizare uniformă a microrăcitorilor în aliajul lichid.

În figura 2 se prezintă alte două metode mai simplificate de introducere a microrăcitorilor în timpul turnării.

Introducerea microrăcitorilor în varianta întîi (fig. 2, *a*) se poate face cu ajutorul unui tub metalic *1*, prevăzut cu o pîlnie cu posibi-

litate de deplasare pe verticală, iar aliajul lichid se introduce prin piciorul *2*. Amestecarea aliajului și microrăcitorilor are loc la un unghi de 90° la baza cavității *3*. Această variantă prezintă avantajul că este simplă, dar nu se poate utiliza decît la piese cu masa mică.

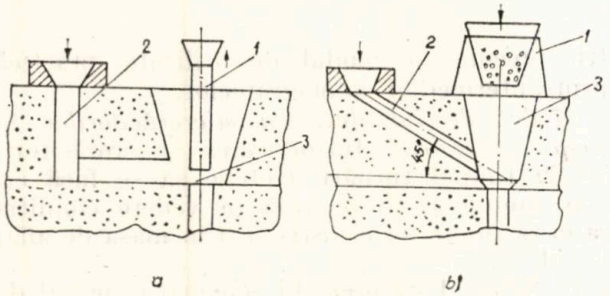


Fig. 2. Metode simplificate de introducere a microrăcitorilor în timpul turnării

În figura 2, *b*, introducerea aliajului lichid se face prin piciorul înclinat *2*, iar microrăcitorii, cu ajutorul unui buncăr dozator *1*. Amestecarea aliajului cu microrăcitorii este cea mai bună, deoarece el pătrunde sub unghi de 45° în cavitatea *3* de omogenizare. Metoda se poate aplica la piese cu masa pînă la 200 kg.

Pentru introducerea automată a microrăcitorilor în timpul turnării oțelului, mai ales la piese mari din oțel sau la piese de serie, se recomandă metodele prezentate [6], [7] în figura 3.

În figura 3, *a* instalația este compusă din oala de turnare *2*, pe care s-a montat dozatorul cu microrăcitori *1* și țevile *4* și *5*, pentru transportul lor. Dozarea cantității de microrăcitori se face cu ajutorul șubărului *3*, care este legat printr-un sistem elastic de brațul portdop *9*. La turnare, cînd brațul portdop se deschide, el comandă șubărul *3* (clapeta de deschidere a dozatorului *1*), iar microrăcitorii pătrund prin țevile *4* și *5* în jetul de oțel. Sistemul elastic *6* este format din arcul *10* care compensează deplasarea brațului portdop *9*, cînd șubărul *3* se găsește în poziția de lucru, menținut de organul de comandă *11*. La sfîrșitul turnării, brațul portdop *9* se lasă în jos și sub acțiunea resortului *12* șubărul *3* închide orificiul dozatorului *1*. Partea inferioară a țevii *4* este prinsă de țeava *5* prin intermediul bucșei *8*. Pentru repartizarea microrăcitorilor în jetul de oțel, țeava *5* are la partea inferioară un ajutaj *7* din grafit. Diametrul ajutajului *7* se alege în funcție de consumul specific de microrăcitori și de dimensiunile medii ale microrăcitorilor.

În figura 3, *b* se prezintă o altă metodă de dozare automată a microăcitorilor, dar prezintă avantajul față de cea din figura 3, *a* că oțelul lichid se amestecă mai bine cu microrăcitorii, deoarece se utilizează o rețea de turnare ca cea din figura 2, *b*. Instalația de dozare automată *2* a microrăcitorilor se montează pe oala de turnare și este corelată cu închiderea și deschiderea dopului oalei.

Calculul duratei de topire a microrăcitorilor și a temperaturii aliajului în canalele rețelei de turnare. Durata de topire a microrăcitorilor este funcție de următorii factori : raza

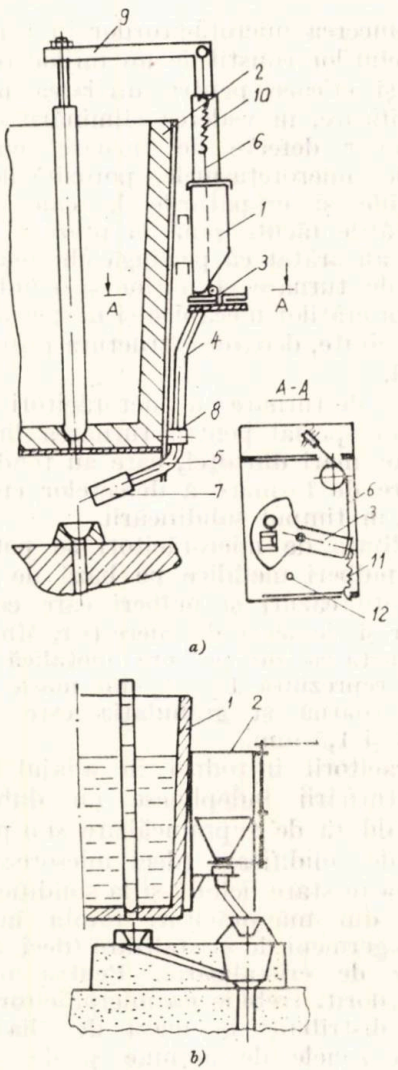


Fig. 3. Instalații automate de introducere a microrăcitorilor

(dimensiunea medie) a microrăcitorilor r_0, temperatura de turnare a aliajului T_t, temperatura lichidus a aliajului T_L, cantitatea de microrăcitori s luată în procente din masa aliajului turnat.

Timpul de topire a microrăcitorilor se descompune în doi termeni :

$$\tau_{top.} = \tau_1 + \tau_2 \ [s] \qquad (1)$$

unde :

τ_1 este timpul de preîncălzire a microrăcitorilor pînă la temperatura T_L, s ;

τ_2 — timpul de topire a microrăcitorilor la T_L, s.

Pentru simplificarea calculului se folosesc următoarele ipoteze :

— microrăcitorii au formă sferică ;
— topirea microrăcitorilor se produce numai la T_L ;
— microrăcitorii se distribuie uniform în toată masa de aliaj lichid ;
— în timpul introducerii microrăcitorilor încetează schimbul de căldură între aliaj şi pereţii formei. Această ipoteză se bazează pe faptul că prima porţie de aliaj lichid care se toarnă fără microrăcitori cedează căldură pereţilor formei şi reţelei de turnare, după aceea schimbul de căldură predomină între aliaj şi microrăcitori.

Pentru determinarea duratei de preîncălzire a microrăcitorilor se scrie ecuaţia de bilanţ termic :

$$\alpha_c(T'_m - T'_{mr})\, F_{mr}\, d\tau_1 = V_{mr}\cdot\rho\cdot c_1\cdot dT'_{mr} \qquad (2)$$

unde :

α_c este coeficientul de schimb de căldură, $W/m^2\cdot K$;
T'_m — temperatura curentă a aliajului în timpul încălzirii microrăcitorilor, °C ;
T'_{mr} — temperatura curentă a microrăcitorilor în timpul încălzirii, °C ;
F_{mr} — suprafaţa microrăcitorilor, m^2 ;
V_{mr} — volumul microrăcitorilor, m^3 ;
ρ — densitatea microrăcitorilor, kg/m^3 ;
c_1 — căldura specifică a microrăcitorilor, J/kg.k.

Valoarea coeficientului de schimb de căldură se calculează cu relaţia [4] :

$$\alpha_c = 0{,}135\cdot\lambda\sqrt[3]{\frac{\beta\cdot g\cdot\Delta T}{\nu\cdot a}} \qquad (3)$$

unde :

λ este conductivitatea aliajului lichid, $W/m\cdot K$;
β — coeficientul de dilatare volumetrică, 1/°C ;
g — acceleraţia gravitaţională, m/s^2 ;
$\Delta T = T'_m - T'_{mr}$ — căderea de temperatură, °C ;
ν — coeficientul de viscozitate cinematică, m^2/s ;
a — coeficientul de difuzivitate termică, m^2/h.

Temperatura aliajului T'_m se determină din altă ecuaţie de bilanţ termic între aliajul lichid şi microrăcitori.

$$G_m c'_1 (T_t - T'_m) = G_{mr}\cdot c_1\cdot T'_{mr} \qquad (4)$$

unde :

G_m este masa de aliaj lichid, kg ;
c'_1 — căldura specifică a aliajului lichid, $J/kg\cdot K$;
G_{mr} — masa de microrăcitori, kg.

dar :

$$G_{mr} = G_m\cdot\frac{s}{100} \qquad (5)$$

unde s reprezintă cantitatea de microrăcitori în procente din masa aliajului turnat.

Din relaţiile (4) şi (5) se obţine temperatura aliajului în timpul preîncălzirii microrăcitorilor ;

$$T'_m = T_t - \frac{s\cdot c_1\cdot T'_{mr}}{100\cdot c'_1} \qquad (6)$$

Temperatura aliajului în timpul preîncălzirii microrăcitorilor pînă la T_L este :

$$T'_m = T_t - \frac{s\cdot c_1\cdot T_L}{100\, c'_1}. \qquad (7)$$

Introducînd relaţia (6) în ecuaţia de bilanţ (2) se obţine :

$$d\tau_1 = \frac{V_{mr}\cdot\rho\cdot c_1}{F_{mr}\cdot 0{,}135\cdot\lambda}\sqrt[3]{\frac{\nu\cdot a}{\beta\cdot g}}\cdot \frac{dT'_{mr}}{\left[T_t - T'_{mr}\left(\frac{s}{100\, c'_1}+1\right)\right]^{4/3}} \qquad (8)$$

Rezolvînd ecuaţia (8) se găseşte durata de preîncălzire a microrăcitorilor pînă la T_L :

$$\tau_1 = \frac{100\cdot r_0\cdot\rho\cdot c_1\cdot c'_1}{\alpha_c(s\cdot c_1 + 100\, c'_1)}\cdot \left[\sqrt[3]{\frac{100\, T_t\cdot c_1}{100\, T_t\, c'_1 - T_L(sc_1 + 100\cdot c'_1)}} - 1\right] \qquad (9)$$

Pentru determinarea duratei de topire (τ_2) a microrăcitorilor trebuie să se determine temperatura aliajului (T''_m) în timpul topirii microrăcitorilor.

Există două cazuri :

$T''_m \leqslant T_L$ — în acest caz nu se produce topirea completă a microrăcitorilor ;
$T''_m > T_L$ — în acest caz se produce topirea completă a microrăcitorilor.

Calculul temperaturii aliajului (T''_m) în timpul topirii microrăcitorilor se determină din următoarea ecuaţie de bilanţ termic :

$$G_m c'_1 (T'_m - T''_m) = L\cdot G_{mr} \qquad (10)$$

unde : L este căldura latentă de topire a microrăcitorilor, J/kg ;

Ţinînd seamă de relaţia (5) se obţine :

$$T''_m = T'_m - \frac{L \cdot s}{100 \cdot c'_1} \qquad (11)$$

Durata de topire (τ_2) se determină din ecuaţia de bilanţ termic :

$$\alpha_c (T'_m - T_L) F_{mr} \, d\tau_2 = L \cdot \rho \cdot (-dV_{mr}) \qquad (12)$$

Notînd $dr_0 = \frac{dV_{mr}}{F_{mr}}$ se obţine :

$$d\tau_2 = -\frac{\rho \cdot L \, dr_0}{\alpha_c (T'_m - T_L)} \qquad (13)$$

Ţinînd seamă de relaţia (7) şi integrînd se obţine :

$$\tau_2 = \frac{\gamma_0 \cdot \rho \cdot L}{\alpha_c \left[T_t - T_L \left(\frac{s \cdot c_1}{100 \, c'_1} \right) \right]} \qquad (14)$$

După terminarea completă a topirii microrăcitorilor ($T''_m \geqslant T_L$) se produce o scădere a temperaturii aliajului la T_m.

Pentru determinarea temperaturii aliajului T_m, după terminarea topirii microrăcitorilor se scrie ecuaţia de bilanţ termic :

$$c'_1 G_m (T_t - T_m) = \frac{G_m}{100} \cdot s [c_1 \cdot T_L + c'_1 (T_m - T_L) + L] \qquad (15)$$

Dacă se utilizează următoarele valori pentru proprietăţile termofizice ale oţelurilor carbon : $c'_1 = 0{,}165$ kcal/kg · °C ; $c_1 = 0{,}2$ kcal/kg ·°C ; $L = 64$ kcal/kg ; $T_L = 1\,500$°C se obţine relaţia pentru temperatura aliajului :

$$T_m = \frac{100 \cdot T_t - 41 \cdot s}{100 + s} \qquad (16)$$

Cu ajutorul relaţiei (16) s-a trasat nomograma din figura 4 care dă temperatura oţelului carbon după introducerea microrăcitorilor. De exemplu dacă $T_t = 1\,575$°C şi introducînd $s = 2\,\%$ microrăcitori, temperatura oţelului va scădea la 1 545°C.

Din calcule rezultă că la introducerea cantităţii de 1 % microrăcitori temperatura oţelului scade cu 16°C.

Determinarea cantităţii optime de microrăcitori. Cantitatea de microrăcitori este optimă atunci cînd se asigură cele mai favorabile condiţii de eliminare sau diminuare a defectelor care iau naştere în timpul solidificării. Corelarea factorilor tehnologici, temperatura de turnare a aliajului, grosimea de perete, dimensiunea (granulaţia) microrăcitorilor şi cantitatea de microrăcitori dă garanţia obţinerii unor piese compacte fără defecte.

Din relaţia (16) se poate obţine cantitatea de microrăcitori necesară pentru scăderea temperaturii aliajului turnat :

$$s = \frac{100 \, (T_t - T_m)}{T_m + 41} \, [\%] \qquad (17)$$

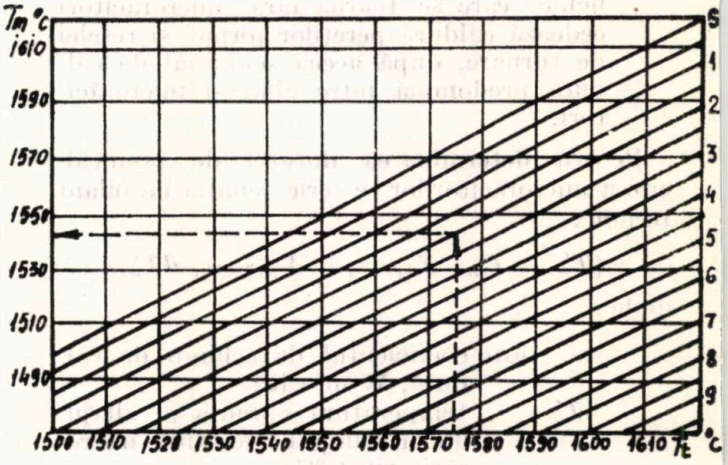


Fig. 4. Nomogramă pentru determinarea temperaturii oţelului după introducerea microrăcitorilor

Nehendzi Iu.A. consideră că curgerea oţelului lichid încetează atunci cînd se obţine în masa aliajului lichid 20 % fază solidă (fluiditatea este nulă), iar o cantitate de 10 % fază lichidă se obţine cînd temperatura aliajului este $T_0 = T_L - 7$°C.

Aliajul turnat cedează căldură concomitent microrăcitorilor şi formei de turnare. Pentru determinarea temperaturii aliajului datorită schimbului de căldură cu forma se scrie ecuaţia de bilanţ termic pînă la temperatura T_0 :

$$Q_f = Q_m \qquad (18)$$

unde :

$$Q_m = G_m \cdot c'_1 (T_a - T_0) + 0{,}1 \, G_m \cdot L \qquad (19)$$

iar

$$Q_f = \frac{2}{\sqrt{\pi}} b_f \cdot T_c \cdot F \cdot \sqrt{\tau_t} \cdot K \qquad (20)$$

unde :

bf este coeficientul de acumulare a căldurii de către formă, $W \cdot s^{1/2} / m^2 \cdot K$;

T_c — temperatura de contact, °C ;

F — suprafaţa de schimb de căldură, m^2 ;

τ_t — timpul de turnare, s ;

K — coeficient care ţine seamă de pierderile de căldură în timpul turnării aliajului.

Coeficientul K se determină din figura 5, în funcție de mărimile p și M, unde :

$$p = \frac{H_p}{H}\ ; \qquad M = \frac{F_p}{H} \tag{21}$$

în care : H_p este înălțimea piesei, m ;
H — înălțimea piciorului de turnare, m ;
F_p — suprafața piesei în planul suprafeței de alimentare, m².

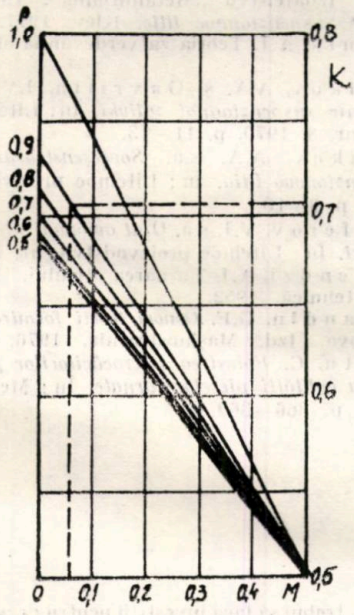


Fig. 5. Nomogramă pentru determinarea coeficientului K de pierdere a căldurii în timpul turnării

Ținînd seamă că

$$T_c = \frac{b_m}{b_f + b_m}\, T_m, \text{ iar } F = \frac{V}{R} \tag{22}$$

unde : b_m este coeficientul de acumulare a căldurii de către aliaj ;
V — volumul piesei, m³ ;
R — grosimea echivalentă a piesei, m.

$$Q_f = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot b_f \cdot \frac{G_m}{R \cdot \rho}\, \frac{b_m}{b_f + b_m}\, T_m \cdot K \cdot \sqrt{\tau_t} \tag{23}$$

Introducînd relațiile (19) și (23) în ecuația de bilanț (18), se obține :

$$T_m = \frac{c_1' \cdot \rho \cdot T_0 \cdot R(b_m + b_f)\sqrt{\pi} - }{c_1' \cdot \rho \cdot R(b_m + b_f)\sqrt{\pi} -}$$

$$\frac{-0{,}1 \cdot \rho \cdot RL(b_m + b_f)}{-2K\, b_f \cdot b_m \cdot \sqrt{\tau_t}} \tag{24}$$

În cazul turnării oțelurilor carbon în forme din amestec, dacă se introduc valorile constantelor termofizice după [4] :
$\rho = 7\,000$ kg/m³ ; $L = 64$ kcal/kg ; $c_1' = 0{,}2$ kcal/kg · °C ; $b_f = 20$ kcal/m² · $h^{1/2}$ °C ; $b_m = 167$ kcal/m² · $h^{1/2}$ °C, se obține :

$$T_m = \frac{T_L - 39}{1 - 0{,}0144\, \frac{K\sqrt{\tau_t}}{R}} \tag{25}$$

Introducînd relația (25) în relația (17) se obține formula pentru determinarea cantității optime de microrăcitori :

$$s = 100\, \frac{T_t\left(1 - 0{,}0144\, \frac{K\sqrt{\tau_t}}{R}\right) - T_L + 39}{T_L + 2 - 0{,}6\, \frac{K\sqrt{\tau_t}}{R}} \tag{26}$$

Expresia $2 - 0{,}6\, \frac{K\sqrt{\tau_t}}{R}$ are o valoare foarte mică și deci se poate neglija.

Deci, relația (26) devine ;

$$s = 100\, \frac{T_t\left(1 = 0{,}0144\, \frac{K\sqrt{\tau_t}}{R}\right) - T_L + 39}{T_L} \tag{27}$$

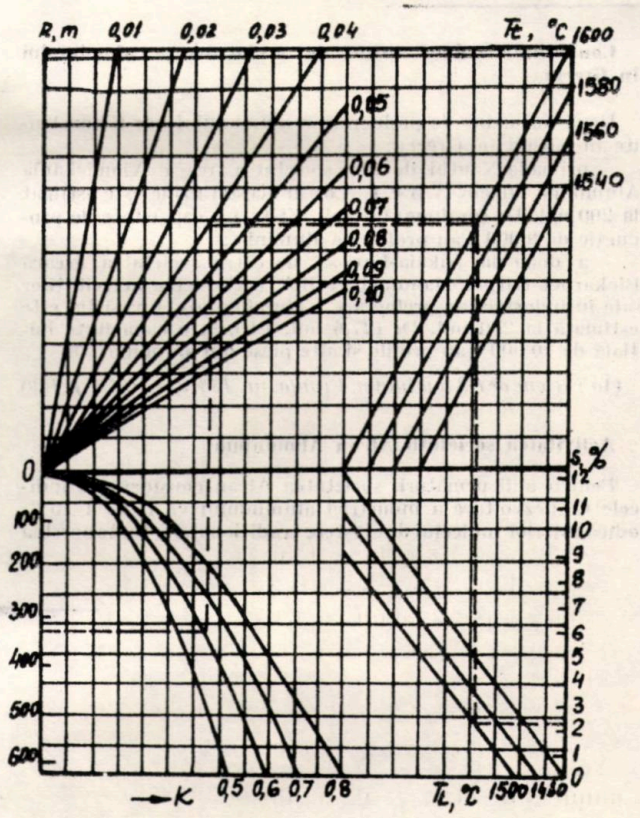


Fig. 6. Nomogramă pentru determinarea cantității optime de microrăcitori la piesele turnate din oțel

Pentru determinarea timpului de turnare (τ_t) se recomandă relaţiile stabilite în lucrarea [10] sau relaţia dată de [9]:

$$\tau_t = \left[\frac{c_1 \cdot \rho \cdot (T_t - T_L)}{1{,}13\, b_f (T_t - T_f)}\right]^2 \cdot R^2 \qquad (28)$$

Cu relaţia (27) se poate calcula cantitatea optimă de microrăcitori funcţie de temperatura de turnare T_t, temperatura lichidus T_L, timpul de turnare τ_t, grosimea echivalentă a piesei R şi de pierderea de căldură a aliajului în timpul turnării, exprimată prin coeficientul K.

Pentru folosirea imediată s-a trasat nomograma din figura 6, cu care se poate determina cantitatea optimă de microrăcitori s în procente, în funcţie de T_t, T_L, τ_t, R.

De exemplu, dacă timpul de turnare $\tau_t = 320$ s, coeficientul $K = 0{,}6$, grosimea de perete $R = 0{,}04$ m, temperatura de turnare $T_t = 1\,600$°C, temperatura lichidus $T_L = 1\,500$°C, din nomogramă (fig. 6) reiese că $s = 2{,}2\%$. Pe baza acestei valori $s = 2{,}2\%$ se analizează nomograma din figura 4, unde se găseşte temperatura oţelului după introducerea microrăcitorilor $T_m \approx 1\,570$°C.

Aplicînd relaţiile obţinute şi utilizînd nomogramele din figurile 4, 5, 6 pentru determinarea parametrilor tehnologici, se pot obţine informaţii importante în legătură cu modul cum trebuie să fie condus procesul de turnare a oţelurilor cu microrăcitori.

BIBLIOGRAFIE

[1] Mikriukov, R.A. şi Rijikov, A.A. *Zatverdevaniia i kristallizaţiia suspensionnovo litiia.* Moscova, Issledovanie proţessov litiia, 1969, p. 106–110.

[2] Madianov, A.M. *Suspenszionnaia razlivka.* Moscova, Izdatelstvo „Metallurghiia", 1979.

[3] * * * *Suspenzionnoe litie.* Kiev, 1977.

[4] Veinik, A.I. Teoria zatverdevaniia otlivki. Maşghiz, 1960.

[5] Rijikov, A.A. şi Gavrilin, I.V. *Rasciot i primenenie suspenzionnoi zalivki.* În: Liteinoe proizvodstvo, nr. 8, 1970, p. 11–13.

[6] Rijikov, A.A. ş.a. *Soverşenstvovanie tehnologhii suspenzionovo litia.* În: Liteinoe proizvodstvo, nr. 11, 1975, p. 9–10.

[7] Panferov, V.I. ş.a. *Opit avtomatizaţii suspenzionnoi zalivki.* În: Liteinoe proizvodstvo, nr. 11, 1975, p. 11.

[8] Nehendzi, A.I. Turnarea oţelului. Bucureşti, Editura tehnică, 1952.

[9] Balandin, G.F. *Osnovî teorii formirovaniia otlivki.* Moscova, Izd. Maşinostroenie, 1976.

[10] Bratu, C. *Folosirea microcăcitorilor pentru îmbunătăţirea calităţii pieselor turnate.* În: Metalurgia, nr. 7, 1977, p. 366–369.

DOCUMENTARE

Construirea a două uzine de prelucrare a aluminiului în Grecia

Două noi uzine de prelucrare a aluminiului vor fi construite în curînd în Grecia:

– prima la Xanthi, de către societatea greacă Viomichania Aluminiou Michos A.B.E.E. Costul acestei uzine este estimat la 200 mil. Dr (drahme) (25 mil. FF), la o capacitate de producţie de 9 000 t/an profile de aluminiu;

– a doua la Nikaia-Larissa, de către societatea greacă Biokarpet Carpet Manufacture S.A. (extinderea activităţilor sale în industria de prelucrare a aluminiului). Investiţia este estimată la 230 mil. Dr (27,6 mil. FF), la o capacitate iniţială de 10 000 t/an profile şi alte piese din aluminiu.

(În: *Revue de l'Aluminium, Franţa, nr. 483, apr. 1979, p. 159*)

Activitatea societăţii Alcan Aluminium

Pentru anii următori, societatea Alcan consideră că indicele de dezvoltare a industriei aluminiului va fi de 4–5%, adică inferior indicelui de creştere tradiţional. Cu toate acestea industria va trebui să facă investiţii pentru dezvoltarea capacităţii sale de producţie, avînd în vedere creşterea cererii de aluminiu.

Programul actual de investiţii al societăţii prevede următoarele noi capacităţi de electroliză:

– 37 000 t/an în Brazilia şi Australia, în 1979;
– 67 000 t/an în Canada şi Brazilia, în 1980;
– 77 000 t/an în Canada şi Brzilia, în 1981.

Societatea continuă să examineze posibilitatea ca pe termen lung să mărească mult capacitatea uzinei de la Kitimat, Columbia britanică.

Alcan Aluminium a pus la punct un nou aliaj de aluminiu-plastic, utilizat pentru piesele cu forme complexe care ar costa prea scump pentru a fi realizate din aluminiu prin metodele tradiţionale de prelucrare prin deformare. Acest aliaj conţine zinc şi calciu şi proprietăţile lui sînt: soliditate, rezistenţă la coroziune şi greutate redusă. Alcan va produce acest aliaj la uzina de laminare din Kingston (Ontario), la următoarele grosimi: 1,6 mm, 2,2 mm şi 3,2 mm.

(În: *Revue de l'Aluminium, Franţa, nr. 484, mai 1979, p. 207*)

Ing. Ecaterina Szöcs și ing. Șt. Szöcs
Întreprinderea de fier—Vlăhița

Unele considerații privind formarea la crud a carcaselor de motoare electrice și a accesoriilor la presiuni înalte (II)

CZ : 621.742.4 : 539.4/.5

Amestecarea este operația principală de pregătire a amestecului de formare. Calitatea amestecului depinde în mare măsură și de modul de amestecare a materiilor prime folosite la prepararea amestecului de formare, respectiv de timpul de amestecare.

Stabilirea tehnologiei de preparare a amestecului de formare trebuie să se facă funcție de calitatea materiilor prime folosite, de tipul de amestecător utilizat și de caracteristicile cerute ale amestecului de formare, de modul de formare, respectiv de complexitatea pieselor. În turnătorii, cantitatea de amestec de formare utilizată depășește de 3—10 ori masa piesei turnate.

În literatură există studii numeroase care demonstrează unanim că parametrii de rezistență ai amestecului de formare cresc cu creșterea timpului de amestecare. În turnătorii se utilizează tot mai mult reîmprospătarea amestecului recirculat cu un amestec proaspăt, preparat în prealabil. Deci în privința modului de amestecare și a timpului de amestecare în astfel de cazuri trebuie să se deosebească care este amestecarea optimă la prepararea amestecului de reîmprospătare, respectiv a amestecului de formare.

Amestecul proaspăt. La prepararea amestecului proaspăt conglomeratele de bentonită se sparg și bobul se învelește cu bentonită. Prin adăugarea de apă se mărește adeziunea între granulele de nisip și se micșorează coeziunea între particulele de bentonită. Conglomeratele de bentonită se pot sparge prin frecare și lovire intensă. Bjerle [18], studiind mecanismul de liere, ajunge la concluzia că pînă la un raport apă/bentonită de 0,3 acționează forțele de coeziune, iar peste raportul de 0,3 acționează forțele capilare.

După Troy [28], Wenninger [26] și Hofmann [5] la bentonită calcică sau bentonită calcică activată parametrii de rezistență optimi ai amestecului se obțin la amestecare mai lungă decît la bentonită sodică.

Levelink [9] reproduce rezultatele lui Wenninger [25] și confirmă că la amestecarea cumulată de o oră se obțin rezultate mai bune decît la amestecarea continuă, cu conținut de umiditate constant, folosind colergangul de laborator.

La amestecarea cumulată, cînd se folosește un timp de amestecare de 2—3 min, amestecul se usucă oarecum de la un proces de amestecare la altul, iar conglomeratele de bentonită existente se sparg mai ușor. Se ajunge la concluzia că, din punct de vedere al amestecării, o bentonită ușor disparabilă este mai avantajoasă. De aceea bentonitele calcice necesită un timp de amestecare mai mic decît bentonitele sodice, lucru subliniat și de Rácz [20].

Acest fenomen este explicat de Rácz prin aceea că bentonitele calcice nu se umflă tare, absorb mai ușor apa și acoperă mai repede suprafața bobului. Bentonita sodică se umflă tare și repede, fapt care împiedică absorbția în continuare a apei. Astfel necesită o amestecare mai intensă și de mai lungă durată.

Rezultatele confirmă faptul că, pentru a obține un amestec omogen cu bentonită sodică, timpul de amestecare trebuie să fie mai mare decît la bentonita calcilă. Lucrînd cu o putere consumată de 1,25 kWh/t amestec pe minut, timpul de amestecare trebuie să fie de circa 7 min cînd se lucrează cu bentonită calcică și de 10—12 min cînd se lucrează cu bentonită sodică la un colergang de 0,4 m^3, pentru a obține circa 50 % din rezistența la compresiune maximă a amestecului proaspăt, la un conținut de bentonită de 14—18 % și umiditate 3—4 %.

Cu un amestecător de laborator cu o putere consumată de 2,1 kWh/t pe minut, timpul de amestecare necesar se reduce cu aproape 30 %.

Granulația nisipului folosit nu influențează sensibil parametrii de rezistență ai amestecului proaspăt, fapt confirmat de Drapet [29] și Levelink [9]. O influență considerabilă o are calitatea suprafeței bobului. Consumul specific de bentonită se mărește la un nisip cu suprafață rugoasă [9], [18], dar crește și timpul de amestecare necesar. O suprafață inactivă a nisipului duce de asemenea la un timp lung de amestecare. Adeziunea bentonitei la nisip crește cu ridicarea conținutului în radical OH^- [11], [12], respectiv prin tratamentul termic al nisipului [18].

Tot din această cauză Reiniger [19] recomandă folosirea apei moi la prepararea amestecului, respectiv dedurizarea apelor cu grad de duritate mare.

Referitor la ordinea de dozare apă — bentonită, părerile specialiștilor sînt contradictorii. Wasin [17], Levelink [9] și Rácz [20] sînt de părere că este mai bine ca apa să se adauge după amestecarea componenților solizi timp de 2—5 min. Wasin susține că astfel se obțin parametri de rezistență mai mari cu 10—15 %

pentru amestec proaspăt. Hofmann [7] afirmă că timpul de amestecare se reduce la jumătate dacă apa se dozează înaintea bentonitei. Kwascha [14] studiind cu ajutorul microscopului elecronic influenţa timpului de amestecare asupra parametrilor de rezistenţă ai amestecului, respectiv asupra gradului de acoperire cu bentonită a bobului de nisip, ajunge la concluzia că ordinea de dozare apă — bentonită nu contează. La umiditate normală, capacitate de îndesare 45 % şi o amestecare de 5 min, are loc acoperirea cu bentonită a bobului de nisip. Prin mărirea timpului de amestecare filmul de bentonită se poate desprinde; la umiditate mare filmul de bentonită se formează greu. Pentru fiecare tip de nisip şi bentonită există un timp optim de amestecare şi o umiditate optimă.

Încercările de optimizare a tehnologiei de preparare a amestecului proaspăt au dus la concluzia că la amestecătoare din producţie de 0,4 m^3, cu o putere consumată de 1,25 kWh/t amestec pe minut, la un timp de amestecare de 5 min, după adăugarea apei se obţin rezultate mai slabe, respectiv parametri de rezistenţă mai mici cu circa 30 % decît la amestecătoarele de laborator, cu o putere consumată de 2,01 kWh/t. Mărirea timpului de amestecare uscată a nisipului cu bentonită peste 3 min nu duce la îmbunătăţirea esenţială a proprietăţilor amestecului, dar pentru obţinerea unui amestec omogen este necesar ca după adăugarea apei să se amestece timp de 5—15 min, în funcţie de tipul de bentonită utilizată şi de conţinutul de bentonită al amestecului. Pentru a obţine un amestec proaspăt omogen, respectiv pentru reducerea timpului de amestecare, ar fi de dorit dotarea turnătoriilor cu amestecătoare cu o putere mai mare de 2 kWh/t pe minut.

Rezultatele obţinute pentru bentonita calcică sînt trecute în figura 1. Se observă că ridicarea conţinutului de bentonită peste 10 %

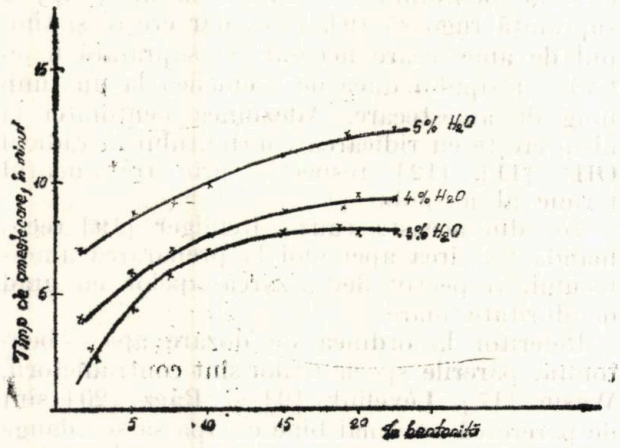


Fig. 1. Dependenţa între conţinutul de bentonită şi timpul de amestecare la umiditate diferită a amestecului cu umiditate 3,45 %

în preamestec nu duce la prelungirea timpului de amestecare proporţional cu creşterea conţinutului de bentonită la un conţinut de umiditate constant. Forma de saturaţie a curbelor de umiditate constantă se poate explica prin excesul de bentonită peste cea necesară acoperirii cu strat uniform a bobului de nisip, exces care nu duce la îmbunătăţirea esenţială a rezistenţei la compresiune a amestecului proaspăt. Din punct de vedere al exploatării utilajelor este mai bine dacă se lucrează cu o umiditate sub 3,5 %, la umidităţi mai mari amestecul are tendinţa de depunere şi lipire de transportoarele şi vibratoarele de dozare. Varianta de adăugare a apei înainte de bentonită s-a abandonat tot din cauza depunerilor crescînde pe amestecător.

Amestecul de formare. La prepararea amestecului de formare, amestecul recirculat ars se amestecă cu cel proaspăt.

După cicluri repetate de repunere în circuit a granulelor, în jurul acestora se formează un depozit pelicular, în mai multe straturi, care are dilatare termică inferioară nisipului şi are proprietăţi de rezistenţă mai bune decît amestecul proaspăt însă prezintă inconvenientul că o peliculă de liant prea gros poate micşora refractaritatea şi permeabilitatea la gaze a amestecului.

Grosimea peliculei de liant depinde în afară de proprietăţile materiilor prime, nisipului, bentonitei şi de modul de amestecare, respectiv de gradul de reîmprospătare a amestecului uzat cu amestec proaspăt. Aceasta influenţează implicit şi proprietăţile amestecului de formare.

Cercetările efectuate atestă considerentul acceptat în general în literatură [9], [20], [25] că timpul de amestecare necesar preparării amestecului de formare este mai mic decît cel necesar amestecului proaspăt. După Levelink [9] aceasta se datoreşte efectului „amestecării cumulate" a amestecului retur, iar după Rácz [20], dezactivării termice a bentonitei. După Rácz bentonita dezactivată necesită un timp de amestecare mai mic decît bentonita proaspătă, pentru a obţine aceeaşi creştere a rezistenţei la compresiune.

Timpul de amestecare necesar pentru a obţine 70 % din rezistenţa la compresiune maximă pe un amestecător de 1 m^3, cu o putere consumată de 1,3 kWh/t amestec pe minut, este de 2—3 min. Deoarece pe aceste amestecătoare numite rapide, folosite în prezent în turnătorii la un timp de amestecare mai mare de 3 min, are loc încălzirea amestecului peste 35°C, prelungirea timpului de amestecare peste 3 min după adăugarea apei este inutilă. Tot din această cauză timpul de amestecare a returului cu amestec proaspăt înaintea introducerii apei nu poate depăşi 1 min, cu toate că la o reîmprospătare mai mare de 3 % aceasta

ar fi de dorit, chiar dacă temperatura returului este sub 30°C. Răcirea returului este importantă.

Constatările din producție confirmă părerea lui Scott [16]. Dacă amestecul de formare se încălzește peste 35°C pierde circa 10% din rezistențele mecanice, iar umiditatea poate să scadă și 30%.

Referitor la influența timpului de amestecare asupra calității amestecului de formare, rezultatele obținute pe amestecătorul de laborator sînt similare celor obținute de Wenninger [25] și Levelink [9].

Cercetările de producție s-au orientat asupra determinării influenței gradului de reîmprospătare asupra caracteristicilor amestecului de formare.

Reîmprospătarea. În producție calitatea amestecului de formare se poate regla în afară de timpul de amestecare prin gradul de reimprospătare a amestecului recirculat cu amestec proaspăt.

Astfel, menținînd timpul de amestecare la 3 min s-a încercat influența gradului de reîmprospătare cu amestec proaspăt, cu conținut de bentonită variabil, asupra caracteristicilor amestecului de formare, conform tabelelor 1 și 2.

Tabelul 1

Parametrii amestecurilor folosite la amestecare (fig. 2)

Tipul amestecului	Umiditate, %	Bentonită, %
Amestec recirculat	2,1	7
Amestec proaspăt	2,9	11

Tabelul 2

Parametrii amestecurilor folosite la reîmprospătare (fig. 3)

Tipul amestecului	Umiditate, %	Bentonită, %
Amestec recirculat	2,0	10,0
Amestec proaspăt	3,1	11

Din tabelul 1 și din figura 2 se observă că dacă se urmărește ridicarea conținutului de bentonită, respectiv a rezistenței la compresiune a amestecului de formare la un grad de reîmprospătare de 10%, se obțin circa 70% din rezistența la compresiune maximă prin reîmprospătare, respectiv 50% din rezistența la tracțiune maximă în zona umedă. Cu creșterea în continuare a gradului de împrospătare, creșterea rezistențelor nu mai este proporțională cu ridicarea conținutului de bentonită, iar amestecul cere un conținut de apă din ce în ce mai ridicat pentru a menține o capacitate de îndesare constantă. Deci împrospătarea pînă la 10% este cea mai eficientă.

Se poate observa și o creștere de fluiditate pînă la reîmprospătare de 30%, respectiv pînă la un conținut de bentonită de circa 9%, peste care umiditatea necesară crește mult și fluiditatea scade.

În cazul cînd s-a urmărit menținerea constantă a parametrilor de rezistență a amestecului, respectiv a conținutului de bentonită s-au obținut rezultatele din tabelul 2 și din figura 3.

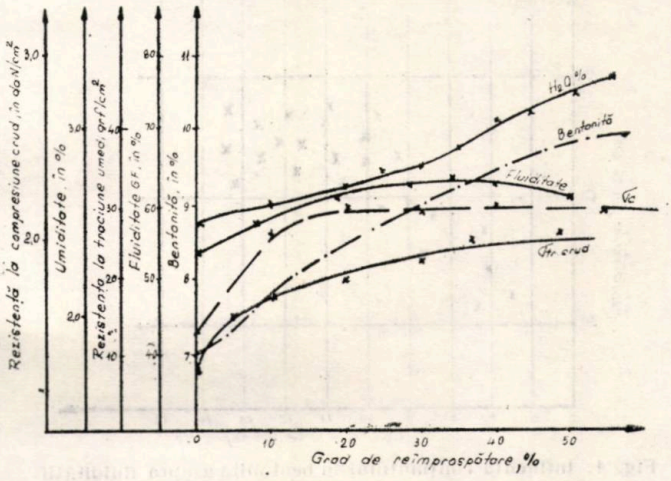


Fig. 2. Influența gradului de reîmprospătare cu amestec proaspăt, cu conținut de bentonită variabil, asupra caracteristicilor amestecului de formare

Caracteristicile din figurile 2 și 3 sînt măsurate imediat după amestecare.

Din figura 3 se observă că la un asemenea tip de reîmprospătare fluiditatea amestecului scade proporțional cu ridicarea gradului de împrospătare, iar rezistența la compresiune a amestecului nu este influențată sensibil. Rezistența la tracțiune în zona umedă la cald crește în toate cazurile proporțional cu gradul de împrospătare, deci scade tendința de exfoliere a amestecului.

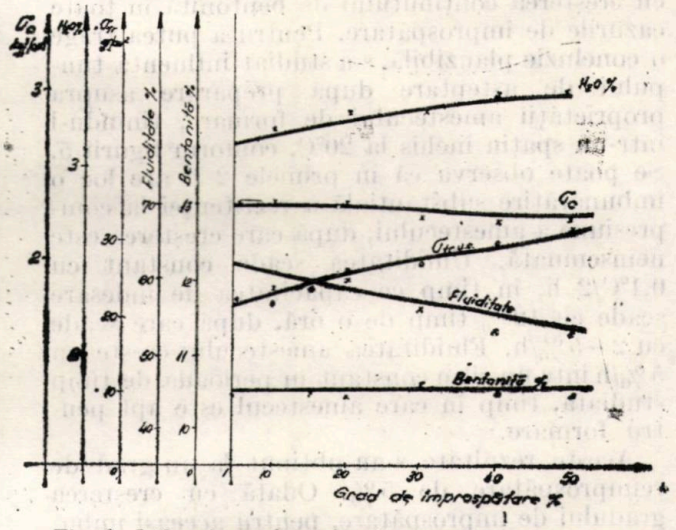


Fig. 3. Influența gradului de reîmprospătare asupra parametrilor amestecului de formare la un conținut de bentonită variabil

Rezultatele oarecum contradictorii obținute la fluiditate au determinat efectuarea de cercetări în acest sens. Lucrînd cu amestecătoare

de 1 m³, la un timp de amestecare de 3 min și la un grad de reîmprospătare de 5 %, fluiditatea amestecului crește cu creșterea conținutului de bentonită pînă la 10—11 % bentonită, folosind nisipul Tl și bentonită calcică la un pH

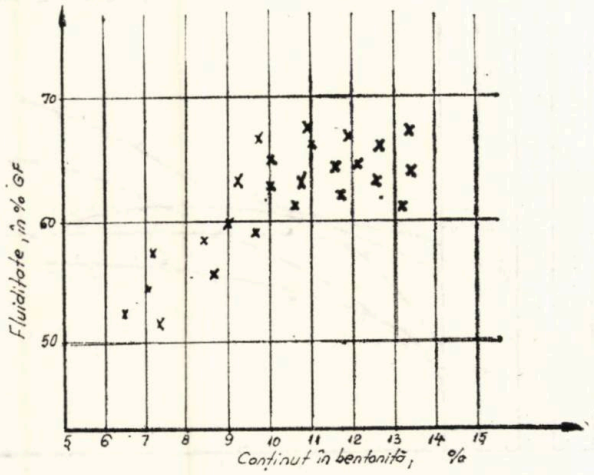


Fig. 4. Influența conținutului în bentonită asupra fluidității amestecului

de 9—10 și la o capacitate de îndesare de 45%, conform figurii 4. Deci creșterea fluidității amestecului din figura 2 nu se datorește gradului de reîmprospătare, ci influenței favorabile a conținutului de bentonită în creștere. La aceeași concluzie a ajuns și Berndt [30].

Aceasta contrazice oarecum faptul că prin introducerea cantităților mai mari de amestec proaspăt crește și conținutul în bentonită proaspătă; ca urmare fluiditatea ar trebui să crească. După Levelink [4] fluiditatea scade cu creșterea conținutului de bentonită în toate cazurile de împrospătare. Pentru a putea trage o concluzie plauzibilă, s-a studiat influența timpului de așteptare după preparare asupra proprietății amestecului de formare, ținîndu-l într-un spațiu închis la 20°C, conform figurii 5. Se poate observa că în primele 2 h are loc o îmbunătățire substanțială a rezistenței la compresiune a amestecului, după care creșterea este neînsemnată. Umiditatea scade constant cu 0,1°C/2 h, în timp ce capacitatea de îndesare scade cu 12 % timp de o oră, după care scade cu 2—5 %/h. Fluiditatea amestecului crește cu 5 %/h într-un ritm constant în perioada de timp studiată, timp în care amestecul este apt pentru formare.

Aceste rezultate s-au obținut la un grad de reîmprospătare de 5 %. Odată cu creșterea gradului de împrospătare, pentru aceeași îmbunătățire a proprietăților de formare a amestecului este necesar un timp din ce în ce mai lung. Astfel este necesară dotarea turnătoriilor cu buncăre tampon, de capacitate potrivită.

Din cele arătate mai sus se trag următoarele concluzii:

— Proprietățile de formare a amestecului pe bază de bentonită sînt influențate în mare măsură de modul de preparare a amestecului și de timpul de ședere după preparare.

— Timpul de amestecare trebuie reglat după calitatea materiilor prime folosite și după puterea agregatului de amestecare la prepara-

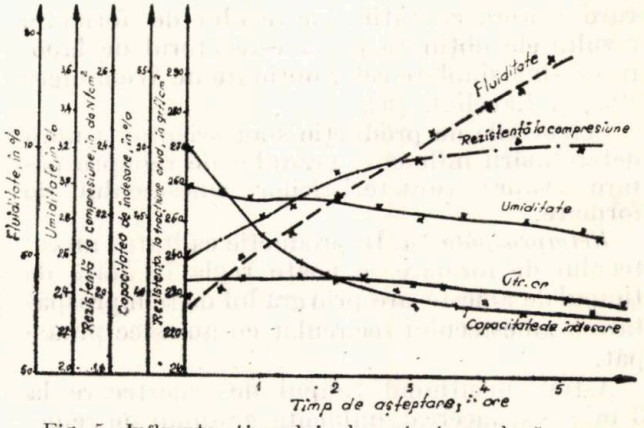


Fig. 5. Influența timpului de așteptare după preparare asupra parametrilor amestecului de formare

rea amestecului proaspăt. La prepararea amestecului de formare trebuie ținut seamă de încălzirea amestecului la un anumit timp de amestecare.

— Adaosul de amestec proaspăt este necesar pentru introducere de bentonită proapătă, pentru menținerea la un nivel optim a parametrilor de formare. Astfel gradul de împrospătare depinde de felul pieselor turnate, adică de gradul de dezactivare a amestecului prin ardere.

— Cu creșterea gradului de împrospătare crește stocul de amestec de formare tampon, necesar îmbunătățirii proprietăților de formare prin ședere.

BIBLIOGRAFIE

[1] Roberts, W.R. și Nicholes, K.E. În: BCIRA I, nr. 1, 1953, p. 61—75; și nr. 2, 1962, p. 234.
[2] Schumacher, I.S. În: Foundry, nr. 6, 1963, p. 83—87; și Mod. Cast. 44,. 1963, nr. 12, p. 62—65.
[3] Boenisch, D., Eugler, S. și Köhler, B. În: Giesserei, nr. 23, 1973, p. 725—73.
[4] Levelink, H. și Berg, H. În: Trans. Amer. Foundrym. Soc., 81, 1973, p. 129—134.
[5] Hofman F. În: Giesserei, nr. 24, 1966, p. 818—827.
[6] Boenisch, D. În: Giesserei, nr. 21, 1966, p. 706—710.
[7] Hofmann, F. În: Giesserei, nr. 26, 1963, p. 815—822; nr. 19, 1968, p. 777—585.
[8] Krützner, F. În: Giesserei, 1966, p. 547—561.
[9] Levelink, H.G. și Berg, H. În: Giesserei, nr. 5, 1977, p. 100.
[10] Bjerler, I. În: Acta Polit. Scand. Chem, nr. 83.
[11] Diepschlag, E. În: Giesserei, nr. 7, 1940, p. 257—62.
[12] Grochalski, R. Diss. Univ. Leipzig, 1942.
[13] Levelink, H. G., Berg, H. v. d. și Frank, E. În: Giesserei, nr. 5, 1975, p. 93—99.
[14] Kwascha, F.S. și Tumanova, L. P. În: Lit. Proizvod., nr. 11, 1976, p. 237—258.
[15] Williams, D.C. În: Trans—Amer. Foundrym. Soc. 80, 1972, p. 237—258.
[16] Scott, J. În: Trans. Amer. Foundrym. Soc., 71, 1973, p. 314—19.

[17] Wasin, J. P. În: Russ. Cast. Prod., nr. 8, 1970, p. 381/82.
[18] Bjerle, J. În: Cast. Met. Res. J., nr. 3, 1970, p. 114–18.
[19] Reiniger, H. În: Giess. Prax., nr. 4, 1963, p. 68.
[20] Rácz, O. În: Öntöde, nr. 10, 1978, p. 230–233.
[21] Nándori, Gy. și Jónás, P. În: Öntöde, nr. 10, 1976, p. 205–210.
[22] Salamon, N. În: Öntöde, nr. 3, 1969, p. 61–65.
[23] Green, A. În: Foundry, nr. 11, 1971, p. 67–65.
[24] Brünner, E. În: Giesserei, nr. 23, 1977, p. 616–621.
[25] Wenninger, C.E. În: Trans. Amer. Foundrym. Soc., 78, 1970, p. 17–24.
[26] Wenninger, C.E. În: Trans. Amer. Foundrym. Soc., 71, 1963, p. 177–84.
[27] Troy, E.C. și Ferenczy, D.L. În: Trans. Amer. Foundrym Soc., 80, 1972, p. 45–50.
[28] Troy, E.C. și Ferency, D.L. În: Trans. Amer. Foundrym. Soc., 79, 1971, p. 213–24.
[29] Drapet, B. În: Trans. Amer. Foundrym. Soc., 76, 1969, p. 529–39.
[30] Berndt, H. În: Giesserei, nr. 20, 1968, p. 605–613.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 7, 1979

Analiza petrografică a cărbunelui privind controlul compoziției încărcăturii de cărbune pentru cocsificare, p. 3 — *Introducerea circuitelor de corecție în sistemul de stabilizare a regimului reactiv al flotației cărbunelui*, p. 7 — *Procesul continuu de cocsificare în strat, în cuptoarele cu camere*, p. 10 — *Influența compoziției încărcăturii și a vitezei de încălzire asupra scoaterii cocsului*, p. 15 — *Cercetarea procesului de obținere a brichetelor de cocs pentru turnătorie*, p. 18 — *Alegerea schemelor optime complexe de prelucrare a benzenului brut, prin metodele de rectificare simplă și extractivă și purificare cu acid sulfuric*, p. 22 — *Extragerea naftalinei din gazul brut de cocserie cu ajutorul unui nou absorbant*, p. 27 — *Calitatea uleiului de absorbție pe bază de huilă*, p. 29 — *Experiența folosirii deșeurilor de la fabricarea anhidridei ftalice, la uzina cocso-chimică din Gorlovsk*, p. 31 — *Plăci turnate din zgură pentru protejarea utilajului contra uzurii abrazive*, p. 32 — *Planificarea și controlul realizării lucrărilor de proiectare, prin utilizarea calculatorului electronic*, p. 34 — *Experiența exploatării dispozitivului de control al instalației vagonului de încărcat cărbune după axul locului fixat*, p. 36 — *Cercetarea trecerii semnalelor de înaltă frecvență, pentru blocarea mașinilor de cocs, prin tirantul de ancorare*, p. 40 — *Automatizarea secțiilor de uscare de la fabricile* p. 43 — *Oportunitatea tehnico-economică a scăderii conținutului de cenușă în concentratul de flotație*, p. 46 — *Precizia instalării vagonului de stingere a cocsului sub caseta de dirijare a cocsului, a mașinii de deschis ușile*, p. 48.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 6, 1979

Fabricarea refractarelor de boltă pe bază de periclaz prin tehnologie combinată, p. 6 — *Determinarea entalpiei și a căldurii specifice a spinelilor de magneziu, în intervalul 1 400–2 200 K*, p. 9 — *Stivuitor automat pentru produse refractare*, p. 12 — *Participarea prin flotație a lignosulfonaților din apele reziduale de la fabricarea refractarelor*, p. 15 — *Influența impregnării asupra proprietăților refractarelor carbonice*, p. 18 — *Rezistența căptușelii combinate a băii barbotate cu metal și zură*, p. 20 — *Proprietățile elastice ale betonului refractar silicoaluminos pe bază de ciment cu conținut înalt de alumină*, p. 22 — *Proprietățile cuarțitului vitrificat și a betoanelor refractare pe bază de cuarțit*, p. 26 — *Proprietățile de rezistență ale betoanelor de șamotă pe bază de compuși fosfatici*, p. 32 — *Proprietățile betoanelor de magneziu turnate*, p. 36 — *Interacțiunea șamotei cu înalt conținut de alumină, cu acidul ortofosforic*, p. 41 — *Condițiile fizico-chimice de obținere a refractarelor de înaltă calitate pe bază de magneziu-spinel*, p. 46 — *Influența adaosurilor-activator de sinterizare asupra mineralizării $\alpha - Al_2O_3$ la tratamentul termic al aluminei*, p. 50.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 8, 1979

Obținerea cuarțului topit în cuptorul electric cu funcționare semicontinuă, p. 5 — *Învelitori de silice-mulit de calitate superioară*, p. 10 — *Influența regimului de decarbonizare a dolomitei și magnezitului asupra sinterizării pulberilor*, p. 14 — *Experiența de reducere a emanațiilor de praf*, p. 22 — *Masa de ștampat carbonică pentru căptușirea cuptoarelor metalurgice*, p. 23 — *Cercetarea caracterului degradării refractarelor în sistemul dolomită-magnezit pe bază de liant de gudron*; p. 25 — *Creșterea rezistenței termice a refractarelor*, p. 30 — *Particularitățile sintezei în fază solidă a mulitului din oxizi*, p. 34 — *Obținerea suspensiilor apoase de zirconiu și studierea proprietăților lor reologice, tehnologice și de liere*, p. 38 — *Studierea refractarelor pe bază de periclaz după încercările efectuate la instalațiile de înaltă temperatură*, p. 43 — *Influența adaosurilor de aliere asupra proprietăților electrice ale ceramicii corindonice și mecanismul interacțiunii ei cu masa topită de oțel*, p. 47 — *Aprecierea rezistenței cristalelor filiforme în matrița mulitocorindonică*, p. 50 — *Revizuirea GOST-ului privind produsele refractare ușoare*, p. 53 — *Semnalizatorul nivelurilor limită pentru lichidele conducătoare de electricitate în rezervoare*, p. 58.

Dr. ing. C. Macovei
Institutul de cercetări metalurgice—
București
dr. ing. F.T. Bumaznov
Institutul de mine—Leningrad

Contribuții la cercetarea proceselor de oxidare a concentratelor complexe de cupru și nichel

CZ : 669.243 : 669.33

În ultimii 30 de ani, producția mondială de nichel a cunoscut o dezvoltare spectaculoasă datorită importanței acestui metal atît în industria siderurgică, cît și în industria aliajelor neferoase. Evoluția producției de nichel pe plan mondial [1], [2] este dată în tabelul 1.

În prognozele de lungă durată se estimează o producție de 800 000 t la nivelul anului 1980 și 1 000 000 t la nivelul anului 1985.

Repartiția procentuală a consumului de oțeluri înalt aliate cu nichel și de aliaje cu nichel, pe ramuri, se prezintă astfel, % :

Bunuri de larg consum	16
Construcții și construcții de mașini	14
Industria automobilelor	12
Electronică	9
Industria chimică	8
Industria aeronautică	6
Instalații tehnologice	7
Alte ramuri (arhitectură, construcții navale etc.)	28
Total	100

Creșterea accelerată a consumului de nichel reclamă, la nivelul anului 1985, obținerea unor sporuri de 70% în producție, iar raportat la tehnologiile de extragere a nichelului, îmbunătățirea următoarelor procedee :

a. din minereuri oxidice (silicați) :
- topire sulfurată (mată), convertizare ;
- topire reducătoare (pentru obținerea feronichelului) ;
- prăjire reducătoare, urmată de lesiere amoniacală ;
- lesiere acidă (cu H_2SO_4, HCl sau HNO_3).

b. din minereuri și concentrate sulfuroase :
- topire electrică a minereurilor (sau concentratelor) pentru mată ;
- prăjire, topire pentru mată, prelucrare mată.

În R.S. România, datorită importanței aliajelor pe bază de nichel în modernizarea continuă a tehnicii, se depun în prezent eforturi în următoarele direcții :

- realizarea unor noi mărci de aliaje cu caracteristici superioare : Nichelcrom, Incalloy, Hastelloy, Nimonic, Permalloy, Invar, Kovar etc ;
- îmbunătățirea calității produselor ;
- valorificarea superioară a deșeurilor.

La nivelul anului 1976, aproximativ 70% din producția mondială de cupru și nichel se realiza prin prelucrarea minereurilor sulfuroase, din care un interes deosebit prezintă minereurile complexe de cupru și nichel, minereuri ce conțin în afară de Cu, Ni și alte metale : Co, Pt, Ir, Pd, Se, Te, Au, Ag.

Îmbogățirea prin flotație permite obținerea unor concentrate sulfuroase cu un conținut de 2—7% Cu ; 2—15% Ni ; 30—50% Fe și 28—36%S.

Obținerea unor mate bogate în cupru și nichel și sărace în fier, în practica industrială, este posibilă numai atunci cînd se acordă o atenție deosebită condițiilor de desulfurare a concentratelor.

Pentru intensificarea și optimizarea operațiilor premergătoare procesului de topire în cuptorul electric cu arc închis și pentru punerea la punct a unor procedee metalurgice sînt necesare date despre cinetica oxidării concentratelor sulfuroase.

Un interes aparte prezintă posibilitatea obținerii într-un cuptor de prăjire în strat fluidizat a unui material parțial prăjit, care să satisfacă cerințele topirii în cuptorul electric.

Studiul cineticii desulfurării concentratelor complexe de cupru și nichel este necesar și în cazul prelucrării acestora prin procedeul de topire în suspensie, deoarece pînă în momentul topirii particulele de sulfuri metalice din concentrat se oxidează.

Oxidarea sulfurilor este un proces eterogen complex în care au loc în același timp reacții de formare a oxizilor și sulfaților primari și secun-

Tabelul 1

Evoluția producției mondiale de nichel

Anul	1918	1937	1960*	1965*	1974*	1971*	1972*	1973*	1974*	1975*
mii t	50	100	252,6	312,1	455.2	479,0	466,5	493,5	553,5	570

* — fără țările socialiste

Tabelul 2

Compoziţia chimică şi conţinutul de pentlandită din concentratele complexe de Cu şi Ni studiate

Nr.	Cu, %	Ni, %	Fe, %	S, %	$(Fe,Ni)_9S_8$, %
1	5,64	9,50	36,8	37,80	27,93
2	5,84	9,20	33,5	25,63	24,05
3	3,88	11,80	43,1	31,00	34,43
4	5,00	14,85	40,3	31,78	43,39

dari, reacţii între sulfat şi sulfură, reacţii între oxidul format şi sulfura netrasformată, precum şi disocierea termică a compuşilor mai sus-menţionaţi.

În literatura de specialitate nu există date despre cinetica oxidării concentratelor complexe de cupru şi nichel.

Pentru studierea corectă a cineticii unei reacţii chimice eterogene trebuie asigurate condiţii de realizare a izotermicităţii procesului şi de înlăturare a influenţei difuziei de substanţă asupra actului chimic.

Reducerea la minimum a influenţei difuziei de substanţă asupra actului chimic în procesul de oxidare a sulfurilor poate fi realizată pe mai multe căi :

— mărirea vitezei liniare (gradului de turbulenţă) a aerului insulfat în cuptor ;

— micşorarea dimensiunilor grăunţilor minerali ;

— micşorarea temperaturii.

Aceste condiţii sînt îndeplinite de procesul de prăjire în strat fluidizat.

Lucrarea de faţă are drept scop stabilirea influenţei temperaturii de prăjire şi compoziţiei concentratelor asupra vitezei de oxidare a concentratelor complexe de Cu şi Ni.

Ca obiect de cercetare s-au folosit patru concentrate sulfuroase (tab. 2), în care metalele se aflau sub forma următoarelor minerale : cubanită — $CuFe_2S_3$; pentlandită — $(Fe, Ni)_9S_8$ şi pirotină $Fe_{1-x}S$.

Deoarece concentratele de flotaţie, în general, sînt în stare fină (sub 0,074 mm), a fost necesară granularea lor prin adaos de bentonită (2% din greutatea concentratelor).

Pentru prăjirea în strat fluidizat s-au folosit fracţiile granulometrice — 0,25 + 0,16 mm şi — 0,16 + 0,10 mm, prăjirea în strat fluidizat s-a făcut pe instalaţia de laborator prezentată în figura 1, părţile componente ale instalaţiei fiind :

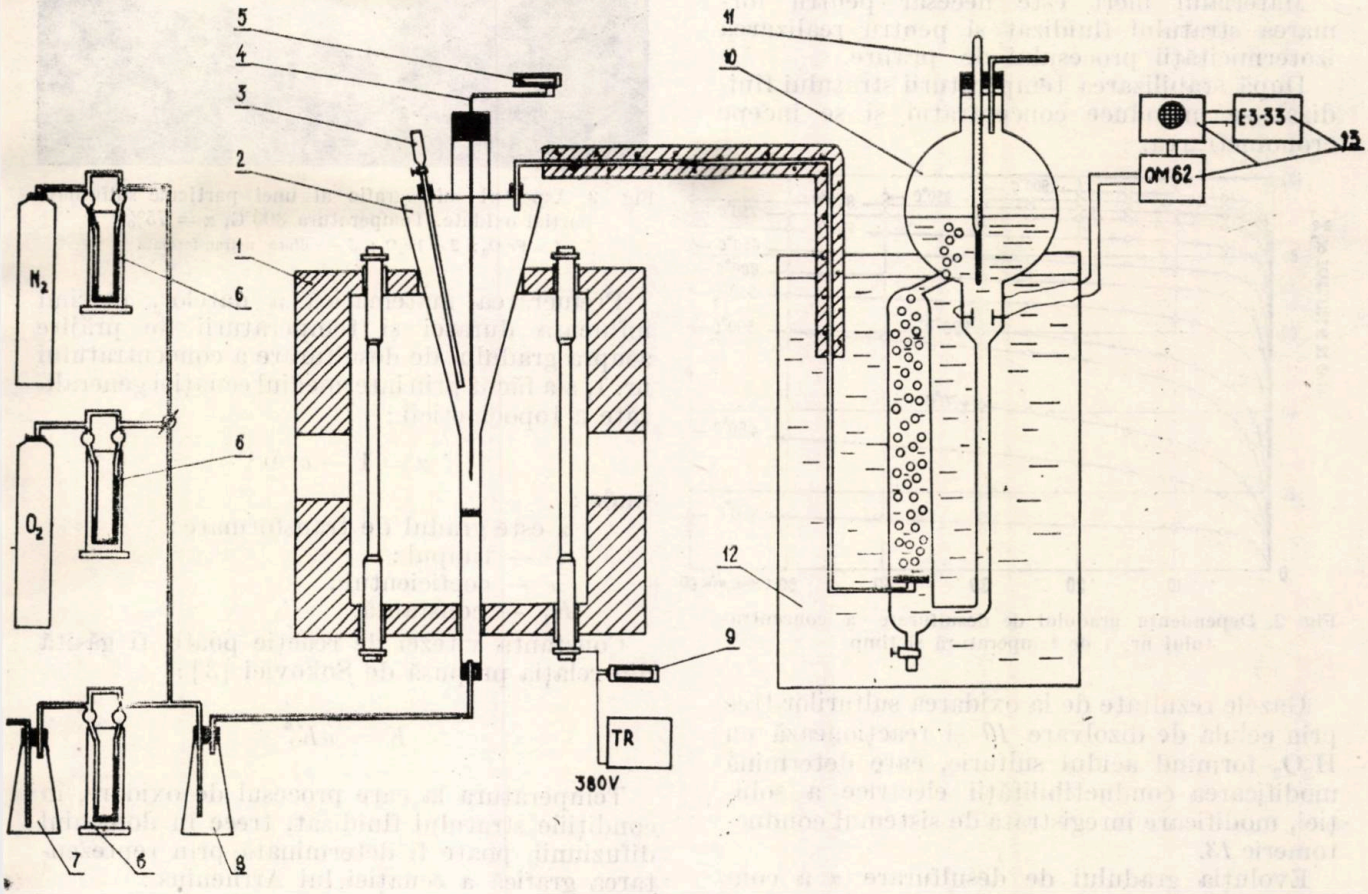


Fig. 1 Schema instalaţiei pentru studiul cineticii oxidării sulfurilor în strat fluidizat:

1 — cuptor ; *2* — turn de reacţie ; *3* — dispozitiv de alimentare ; *4* — termocuplu ; *5* — galvanometru ; *6* — reometru ; *7* — vas cu $CaCl_2$; *8* — vas de omogenizare ; *9* — ampermetru ; *10* — celula de dizolvare a SO_2, SO_3 ; *11* — termometru ; *12* — termostat ; *13* — sistemul conductometric

— sistemul de purificare și control al debitului de aer sau al amestecului de aer-oxigen (pozițiile *6*, *7*, *8*);

— cuptorul de prăjire *1*, al cărui element principal este turnul de reacție *2* fabricat din cuarț;

— celula de dizolvare *10* a gazelor (SO_2, SO_3) rezultate de la prăjirea concentratelor; celula conține o soluție de H_2O_2(2%) și este prevăzută cu doi electrozi de platină;

— sistemul de determinare continuă, prin metoda conductometrică *13* a gradului de desulfurare a concentratelor.

Celula de dizolvare a produselor rezultate de la oxidarea sulfurilor este astfel concepută încît să permită circulația soluției de H_2O_2 și H_2SO_4 format printre cei doi electrozi fără să antreneze între electrozi bule gazoase, asigurînd în același timp și o excelentă omogenizare a concentrației soluției.

Modul de lucru al instalației destinate studierii cineticii procesului de oxidare a concentratelor este următorul: după ce temperatura în zona de lucru a turnului de reacție a ajuns la valoarea stabilită, în turnul de reacție se introduce, prin sistemul de alimentare *3*, material inert de granulație identică cu a peletelor de concentrat ce urmează a fi studiate.

Materialul inert este necesar pentru formarea stratului fluidizat și pentru realizarea izotermicității procesului de prăjire.

După stabilizarea temperaturii stratului fluidizat se introduce concentratul și se începe cronometrarea.

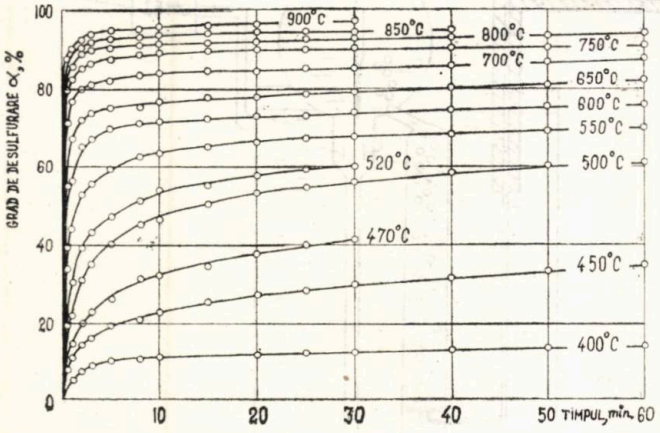


Fig. 2. Dependența gradului de desulfurare a concentratului nr. 1 de temperatură și timp

Gazele rezultate de la oxidarea sulfurilor trec prin celula de dizolvare *10* și reacționează cu H_2O_2 formînd acidul sulfuric, care determină modificarea conductibilității electrice a soluției, modificare înregistrată de sistemul conductomeric *13*.

Evoluția gradului de desulfurare α a concentratului nr. 1 în funcție de temperatură și timp este prezentată în figura 2, din care se observă că pînă la temperatura de 550°C gradul de desulfurare a concentratului nu depășește valoarea de 70% pentru o durată a procesului de prăjire de 1 h.

Oxidarea intensă a concentratului are loc numai în perioada de început a procesului de prăjire, respectiv primele 3—5 min în intervalul de temperatură 400—550°C și 1—2 min la temperaturi mai mari de 600°C, după care urmează o micșorare substanțială a vitezei de oxidare, micșorare datorată în principal formării unui strat compact de magnetită (fig. 3) între stratul poros de hematită (Fe_2O_3) și sulfura netransformată.

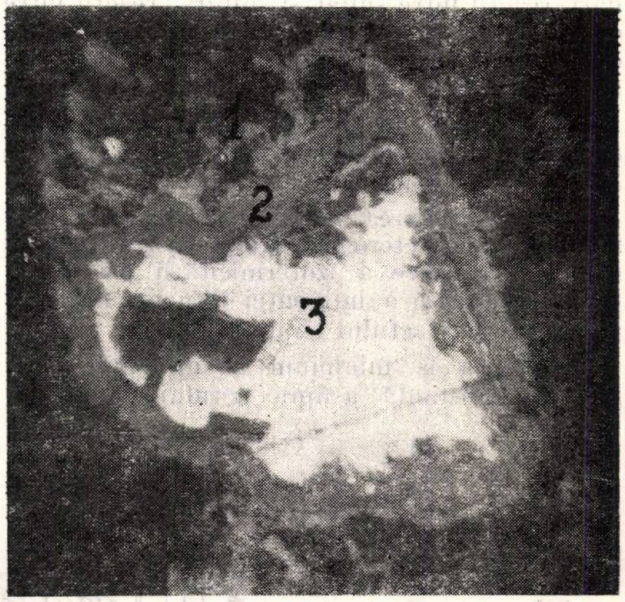


Fig. 3. Aspectul micrografic al unei particule sulfuroase parțial oxidate. Temperatura 800°C, α = 75%:
1 — Fe_2O_3; *2* — Fe_3O_4; *3* — sulfură netransformată

Prelucrarea matematică a datelor, privind influența duratei și temperaturii de prăjire asupra gradului de desulfurare a concentratului nr. 1, s-a făcut prin intermediul ecuației generalizate a topocineticii:

$$\alpha = 1 - e^{-K_1 \cdot t^n}$$

unde:

α este gradul de transformare;
t — timpul;
n — coeficientul;
K_1 — constantă.

Constanta vitezei de reacție poate fi găsită din relația propusă de Sokovici [3]:

$$K = nK_1^{\frac{1}{n}}$$

Temperatura la care procesul de oxidare, în condițiile stratului fluidizat, trece în domeniul difuziunii, poate fi determinată prin reprezentarea grafică a ecuației lui Arrhenius:

$$\ln K = C - \frac{E_a}{RT}$$

unde :

K este constanta vitezei de reacție ;
E_a — energia de activare ;
R — constanta gazelor ;
T — temperatura absolută, K.

Concentratele studiate au în componența lor mai multe minerale — cubanită, pentlandită, pirotină — minerale care luate separat prezintă o anumită cinetică de oxidare specifică fiecărui mineral. Procesul de oxidare a concentratelor menționate fiind un proces eterogen complex se poate determina experimental numai energia aparentă de activare a procesului global de oxidare a concentratelor.

Conform graficului variației logaritmului constantei vitezei de oxidare în funcție de inversul temperaturii, prezentat în figura 4, pînă la temperatura de 540°C oxidarea concentratului nr. 1 decurge în regim cinetic, la o valoare

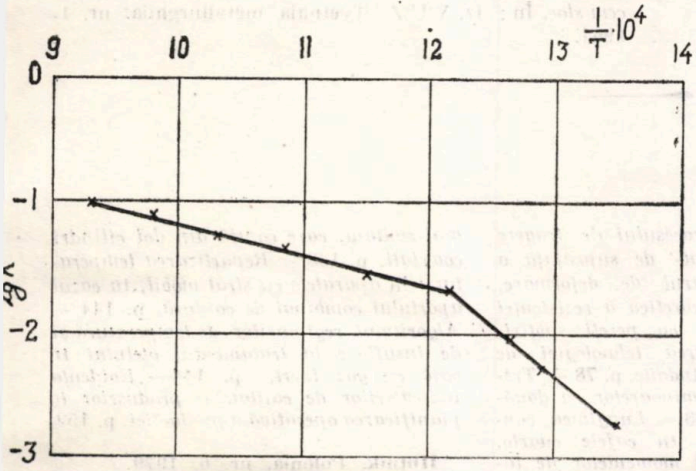


Fig. 4. Variația logaritmului constantei vitezei de oxidare a concentratului nr. 1 în funcție de inversul temperaturii

a energiei aparente de activare a procesului global de oxidare egală cu $E_a = 34{,}6$ kcal/mol. La temperaturi mai mari de 540°C procesul de oxidare trece în regim de difuziune avînd $E_a = 10{,}95$ kcal/mol.

În concentratele complexe de cupru și nichel, nichelul se găsește în cea mai mare parte sub formă de pentlandită $(Fe,Ni)_9S_8$. Pentlandita, în comparație cu celelalte minerale sulfuroase existente în concentratele de cupru și nichel, are viteza cea mai mică de oxidare.

În concentratele studiate, conținutul de pentlandită variază în limitele 24—43%, la o valoare aproximativ constantă a concentrației cubanitei și pirotinei.

Mărirea conținutului de pentlandită în concentratele menționate determină o micșorare corespunzătoare a vitezei de oxidare a concentratelor (fig. 5,6). În regim cinetic (470°C), viteza de oxidare a concentratului nr. 4 (cu conținut de 43,39% pentlandită) este de 9,2 ori mai mică decît viteza de oxidare a concentratului nr. 2 care conține 24% pentlandită.

În regim de difuziune, influența conținutului de pentlandită asupra vitezei de oxidare a concentratelor studiate este mai puțin pronunțată.

Astfel, la temperatura de 750°C, concentratul nr. 4 (43,39% pentlandită) se oxidează cu o viteză de 1,7 ori mai mică decît concentratul nr. 2 (24% pentlandită).

Dependența vitezei de oxidare a concentratelor complexe de Cu și Ni de conținutul de

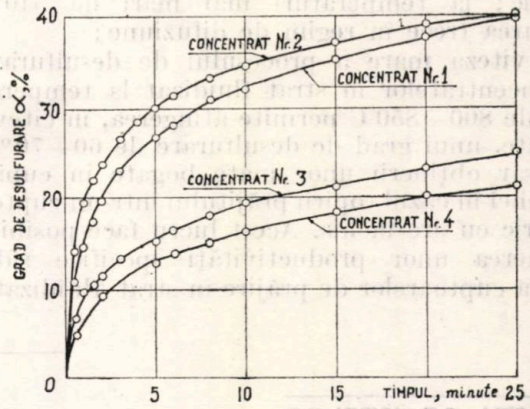


Fig. 5. Variația gradului de desulfurare a concentratelor 1—4 în funcție de timp, în regim cinetic (470°C)

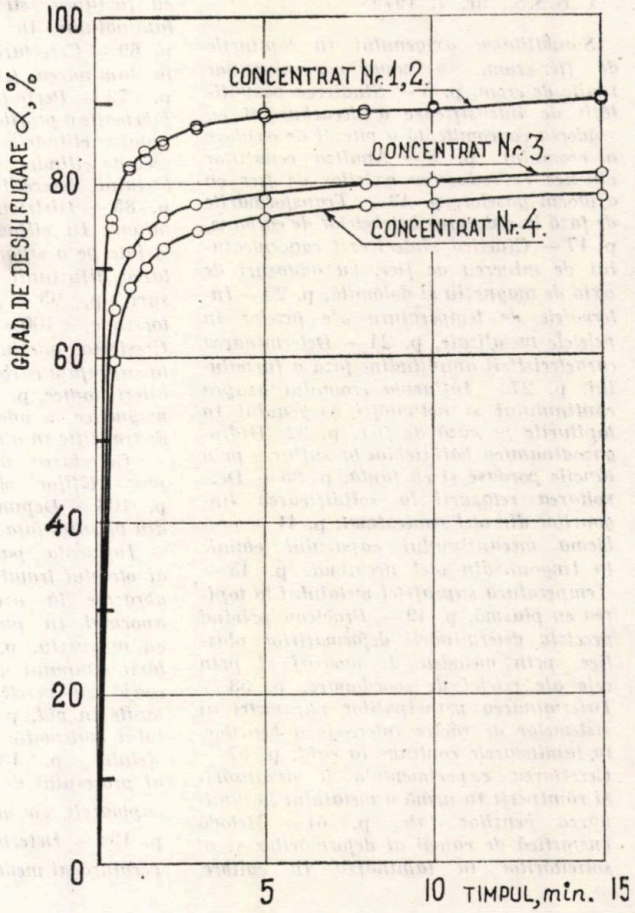


Fig. 6. Variația gradului de desulfurare a concentratelor 1—4 în funcție de timp, în regim de difuziune (750°C)

pentlandită face necesară determinarea precisă nu numai a compoziţiei chimice, ci şi a structurii mineralogice a concentratelor supuse procesului de prăjire oxidantă în strat fluidizat.

Rezultatele experimentale obţinute permit stabilirea următoarelor particularităţi, caracteristice procesului de oxidare a concentratelor complexe de cupru şi nichel :

— la temperaturi mai mici de 540°C oxidarea concentratelor menţionate decurge în regim cinetic ; la temperaturi mai mari de 540°C oxidarea trece în regim de difuziune ;

— viteza mare a procesului de desulfurare a concentratelor în strat fluidizat la temperaturi de 800—850°C permite atingerea, în cîteva minute, unui grad de desulfurare de 60—70%, necesar obţinerii unor mate bogate în cupru şi nichel în cazul topirii prăjitului într-un cuptor electric cu arc închis. Acest lucru face posibilă obţinerea unor productivităţi specifice ridicate a cuptoarelor de prăjire în strat fluidizat ;

— la o valoare aproximativ constantă a conţinutului de pirotină, viteza de oxidare şi, implicit, gradul de desulfurare a concentratelor, precum şi productivitatea specifică a cuptoarelor de prăjire în strat fluidizat depind de conţinitul iniţial de pentlandită din concentrate ; cu cît acesta din urmă are o valoare mai mare, cu atît viteza de oxidare este mai mică.

BIBLIOGRAFIE

[1] Gudima, V.N. şi Shein, I.P. *Kratkii spravocinik po metallurghii ţvetnih metallov.* Moscova, 1975, p. 159.

[2] Teidler, A.A. *Razvitie proizvodstva nikelia i kobalta za rubejom.* În : Ţvetnie metalli, nr. 5, 1976.

[3] Sokovici, G.V. În : Ucionie zapiski Tomskogo Gosudarstvennogo-Universiteta, nr. 26, 1955.

[4] Piskunov, I.N. *Metodika issledovanii professov objiga sulfidnih materialov.* În : Iz. V.U.Z. Ţvetnaia metallurghiia, nr. 1, 1970.

[5] Savin, I., V., Tihonov, A.I. şi Simirnov, V.I *K voprosu izuceniia kinetiki okislenia sulfidov v kipiaşcem sloe.* În : Iz. V.U.Z. Ţvetnaia metallurghiia, nr. 1, 1964.

REVISTA REVISTELOR

Iz. V.U.Z. Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 7, 1979

Solubilitatea oxigenului în topiturile de fier-crom, în zona concentraţiilor înalte de crom, p. 5 — *Studierea posibilităţii de intensificare a decarburării cu scăderea concomitentă a vitezei de oxidare a cromului*, p. 8 — *Analiza ecuaţiilor cinetice la reducerea oxizilor de fier cu ajutorul gazelor*, p. 13 — *Transformările de fază la reducerea brichetelor de cărbune*, p. 17 — *Cinetica sinterizării concentratului de minereu de fier, cu adaosuri de oxid de magneziu şi dolomită*, p. 20 — *Intervalele de temperatură ale fazelor în peletele metalizate*, p. 24 — *Determinarea caracteristicii amplitudine-fază a furnalului*, p. 27 — *Influenţa cromului asupra conţinutului şi activităţii oxigenului în topiturile pe bază de fier*, p. 32. *Hidrogazodinamica băii lichide la suflarea prin lăncile poroase şi cu fantă*, p. 35 — *Dezvoltarea retasurii la solidificarea lingourilor din oţel semicalmat*, p. 41 — *problema mecanismului capacului chimic la lingoul din oţel necalmat*, p. 45 — *Temperatura suprafeţei metalului la topirea cu plasmă*, p. 49 — *Probleme privind precizia determinării deformaţiilor plastice, prin metodele de moaraj şi prin cele ale reţelei de coordonare*, p. 53 — *Determinarea principalilor parametri ai sistemelor de răcire intercaje a benzilor, la laminoarele continue la cald*, p. 57 — *Cercetarea experimentală a devansării şi rămînerii în urmă a metalului la laminarea benzilor late*, p. 61 — *Metodă energetică de calcul al deformărilor şi al solicitărilor la laminarea în calibre*, p. 65 — *Studierea procesului de tragere cu fuziunea stratului de suprafaţă a laminatului în focarul de deformare*, p. 69 — *Cercetarea teoretică a rezistenţei la laminarea ţevilor cu pereţi subţiri*, p. 72 — *Perfecţionarea tehnologiei de fabricaţie a profilelor îndoite*, p. 78 — *Trepidaţia cilindrilor laminoarelor cu douăzeci de cilindri*, p. 83 — *Lungimea contactului intercilindri în cajele cuarto*, p. 85 — *Distribuirea momentelor de laminare în cilindri la laminarea tablelor striate pe o singură faţă*, p. 91 — *Cercetarea difuziunii la sudarea prin impulsuri*, p. 95 — *Difuzia la limitele de torsiune <100> în aluminiu*, p. 98 — *Creşterea adeziunii peliculelor metalice la suprafaţa carbonului vitros prin metoda alierii ionice*, p. 100 — *Momentele locale magnetice la adaosurile 3d ale metalelor de tranziţie în aluminiu şi cupru*, p. 103 — *Cercetarea influenţei alierii asupra proprietăţilor oţelului pentru matriţe*, p. 108 — *Depunerea carburii de vanadiu pe suprafaţa oţelurilor de scule*, p. 112 — *Influenţa parametrilor de structură ai oţelului tratat termic asupra rezistenţei abrazive la uzură*, p. 115 — *Grafitul anormal în piesele turnate din fontă cu magneziu*, p. 119 — *Problema calculării cîmpului de temperatură a formei-coajă cu pereţi subţiri, după modelele topite în vid*, p. 124 — *Precizarea modelului matematic al topirii prin difuzie a oţelului*, p. 130 — *Modelul matematic al procesului de încălzire a metalului în cuptoarele cu grinzi şi vatră păşitoare*, p. 134 — *Determinarea cîmpului de temperatură al mediului de reducere în sistemul radiant, care constă din doi cilindri coaxiali*, p. 138 — *Repartizarea temperaturii în aparatele cu strat mobil, în cazul aportului combinat de căldură*, p. 144 — *Algoritmul regimurilor de temperatură şi de insuflare la tratamentul oţelului în oală cu gaz inert*, p. 148 — *Evidenţa indicatorilor de calitate a produselor la planificarea operativă a producţiei*, p. 152.

Hutnik, Polonia, nr. 6, 1979

Factorii care influenţează asupra conţinutului de carbon în fonta LW3, p. 229 — *Utilizarea dornurilor profilate în laminarea ţevilor pe linii Rockrite*, p. 233 — *Capacitatea de deformare a oţelului pentru supape H10S2M în procesul de tragere*, p. 238 — *Estimarea cantitativă a distribuirii carburilor în structura oţelului rapid cu ajutorul aparatului Quantimet 720*, p. 244 — *Analiza cantitativă de fază Roentgen (RIAF) a austenitei în oţeluri*, p. 253 — *Unele probleme ale analizei Roentgen prin fluorescenţă a minereurilor de fier*, p. 270.

Wiadomosci Hutnicze, Polonia, nr. 5, 1979

Problemele modernizării industriei siderurgice, p. 170 — *Economia de oţel în procesul de laminare a tablelor groase*, p. 177 — *Utilizarea optimă a utilajelor de forjare-matriţare cu ajutorul calculatorului electronic*, p. 184 — *Noi oţeluri rapide*, p. 187 — *Specificul inovaţiilor*, p. 188 — *Table trapezoidale*, p. 190 — *Brevete poloneze în domeniul siderurgiei*, p. 195.

Mat. Victoria Ciucu și mat. I. Ciucu
C.C.P.T.Al.—Slatina

Utilizarea calculatorului electronic la urmărirea granulației produselor cărbunoase

CZ: 543.06 : 681.32

Elementul principal de control al fabricării produselor cărbunoase îl constituie analiza granulometrică a șarjei prin care se verifică încadrarea spectrului granulometric real în spectrul granulometric programat prin tehnologia de fabricație respectivă.

În mod curent analizele granulometrice ale șarjelor se efectuează în laborator, iar rezultatele se transpun în fișe granulometrice, după care se trasează curbele granulometrice în scopul interpretării evoluției parametrilor tehnologici privind granulometriile. În fișele granulometrice se redă repartiția reală în kilograme a fracțiilor granulometrice pe balanțe dozatoare pentru fiecare tip de materie primă în parte. De asemenea în fișă se efectuează și exprimarea procentuală a fiecărei fracții granulometrice, precum și suma pe fracțiile tuturor materiilor prime constitutive ale șarjei.

În ultima coloană a fișei se redă exprimarea procentuală cumulată a acestor sume, ale cărei rezultate se preiau în scopul trasării curbei granulometrice și a raportării acesteia la domeniul teoretic stabilit.

Curba granulometrică reală se trasează într-un sistem de axe care cuprinde pe ordonată reprezentarea la scară logaritmică a dimensiunilor sitelor granulometrice și pe abscisă, refuzul succesiv cumulat al fracțiilor granulometrice corespunzătoare dimensiunii sitelor respective.

În același sistem se trasează și domeniul de abateri care este cuprins între două curbe și anume: o curbă superioară care reprezintă maximele admise de normele de fabricație și respectiv o curbă inferioară a valorilor minime admise pentru anumite fracții granulometrice.

Această modalitate de reprezentare a spectrului granulometric al produsului aflat în fluxul de fabricație constituie modul prin care se verifică respectarea prescripțiilor tehnologice, permițînd corectarea debitelor pe balanțele dozatoare. Realizarea practică a procesului de transpunere a rezultatelor analizei granulometrice este deosebit de laborioasă atît datorită numărului mare de analize care se efectuează pentru urmărirea continuă a spectrului granulometric, cît și multidudinii operațiilor de calcul și grafice.

Optimizarea acestui proces s-a realizat prin elaborarea unor programe cu ajutorul cărora se efectuează fișele granulometrice, precum și trasarea curbelor granulometrice simultan cu trasarea domeniului de abateri admis. Aceste programe au fost scrise în limbajul FORTRAN IV pentru calculatorul electronic Felix C — 256.

Ca exemplu se prezintă în figura 1 schema logică a programului de descriere a fișelor granulometrice pentru blocurile catodice. În continuare se dau cîteva detalii privind notațiile folosite și semnificația acestora.

Variabila alfanumerică NC desemnează numele claselor granulometrice. Variabila reală S reprezintă numele sitelor granulometrice. Variabilele A_1, A_2, A_3 și G reprezintă rezultatele directe ale analizelor granulometrice, echivalînd cu cantitățile procentuale ale fracțiilor granulometrice din balanțele B_{142} B_{12} și B_{10} corespunzătoare antracitului și respectiv balanța B_9 corespunzătoare grafitului.

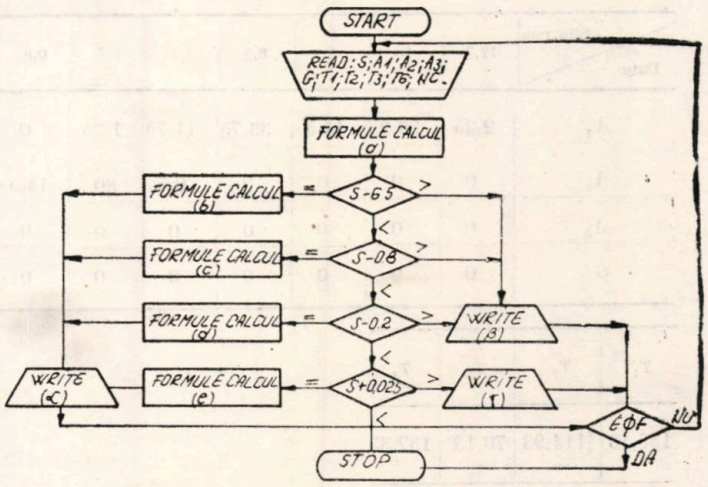


Fig. 1. Schema logică a programului de descriere a fișelor granulometrice

Variabilele T_1, T_2, T_3 și T_6 reprezintă debitele pe balanțe corespunzătoare materiilor prime componente ale rețetei de fabricație. Semnificația variabilelor de ieșire B_{142}, B_{12}, B_{10}, TOT, $TOTP$, B_9, B_9P, AG, AGP, CLS (i), $i = \overline{1,3}$ rezultă din prezentarea unei fișe granulometrice în figura 2. Datele de intrare ce au fost folosite pentru programul de rezolvare a acestei fișe sînt prezentate în tabelul 1.

Blocurile (a), (b), (c), (d), (e) din schema logică (fig. 1) descriu formulele de calcul corespunzătoare redactării liniilor din fișa granulometrică. Astfel blocul (a) descrie formulele generale de calcul, blocurile (b), (c), (d) și (e) descriu formulele de calcul corespunzătoare liniilor 4, 7, 9 și 14 din fișa granulometrică desemnate prin blocul (α). Blocurile (β) și (γ) se referă la

Data____ Schimb____ Ora____

SITA MM	REFUZ SUCCESIV ANTRACIT B14,2 KG	B12 KG	B10 KG	TOTAL KG	TOTAL %	GRAFIT B9 KG	B9 %	A+G AG KG	AG %	REFUZ CUMULAT CLASA %	NUME CLASA
12,7	3,11	0	0	3,11	0,96	0	0	3,11	0,67		
10,0	54,17	0	0	54,17	16,76	0	0	54,17	11,74		FOARTE
8,0	15,87	0	0	15,87	4,91	0	0	15,87	3,44		MARE
6,5	46,58	0	0	46,58	14,41	0	0	46,58	10,10	25,96	
3,4	16,21	0,58	0	16,79	5,20	0	0	16,79	3,64		
1,7	1,72	92,16	0	93,89	29,05	0	0	93,89	20,36		MARE
0,8	0	21,31	0	21,31	6,59	0	0	21,31	4,62	28,62	
0,5	0	0,58	0	0,58	0,18	0	0	0,58	0,12		MEDIE
0,2	0	0	4,20	4,20	1,30	0,69	0,5	4,89	1,06	1,19	
0,1	0	0	15,40	15,40	4,76	44,85	32,50	60,25	13,06		
0,071	0	0	8,75	8,75	2,71	23,46	17,00	32,21	6,98		
0,05	0	0	11,90	11,90	3,68	22,77	16,50	34,67	7,52		FIN
0,025	0	0	22,05	22,05	6,82	24,84	18,00	46,89	10,17		
-0,025	0	0	7,00	7,00	2,17	20,01	14,50	27,01	5,86		
TOTAL	137,66	114,62	69,30	321,58	99,50	136,62	99,00	458,20	99,35	43,59	

Fig. 2. Fișa granulometrică

Tabelul 1

Date \ Sita, mm	12,7	10	8	6,5	3,4	1,7	0,8	0,5	0,2	0,1	0,071	0,05	0,025	−0,025
A_1	2,25	39,25	11,5	33,75	11,75	1,25	0	0	0	0	0	0	0	0
A_2	0	0	0	0	0,5	80	18,5	0,5	0	0	0	0	0	0
A_3	0	0	0	0	0	0	0	0	6	22	12,5	17	31,5	10
G	0	0	0	0	0	0	0	0	0,5	32,5	17	16,5	18	14,5

T_1	T_2	T_3	T_4
138,13	114,93	70,13	137,33

liniile 1, 2, 3, 5, 6, 8, 10, 11, 12 și 13 și respectiv linia 15 din fișă.

Rezultatele programului se prezintă în continuare într-o formă identică cu cea scrisă de calculator (fig. 2). Așa după cum s-a menționat anterior, rezultatele acestui program se preiau în vederea trasării curbelor granulometrice.

La întocmirea programului necesar trasării acestor curbe s-a folosit schema logică prezentată în figura 3. În continuare se fac cîteva precizări în legătură cu descrierea schemei logice: se notează cu *KG* variabila care figurează în coloana finală a fișei granulometrice și cu *KGP* variabila *KG* cumulată pe fracții. De asemenea se notează cu *MD* și *MT*, respectiv minimele și maximele domeniului teoretic stabilit.

Pentru a exemplifica programul alcătuit conform acestei scheme logice, în tabelul 2 se

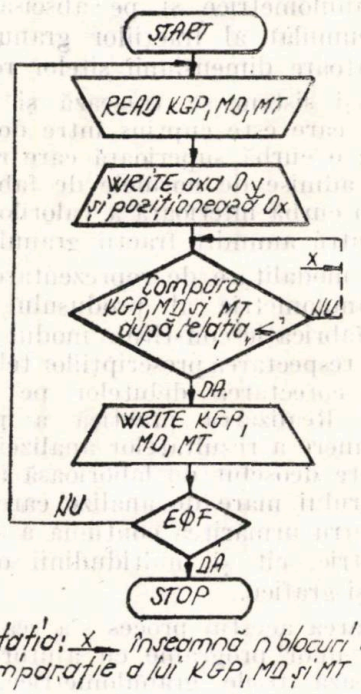


Fig. 3. Schema logică a programului de descriere a curbelor granulometrice

Tabelul 2

Sita, mm / Date	12,7	10	8	6,5	3,4	1,7	0,8	0,5	0,2	0,1	0,071	0,05	0,025	– 0,025
KGP	1	12	16	26	30	50	54	55	56	69	76	83	93	99
MD	3	10	–	23	–	50	–	–	53	55	–	–	–	99
MT	5	15	–	30	–	55	–	–	55	70	–	–	–	99

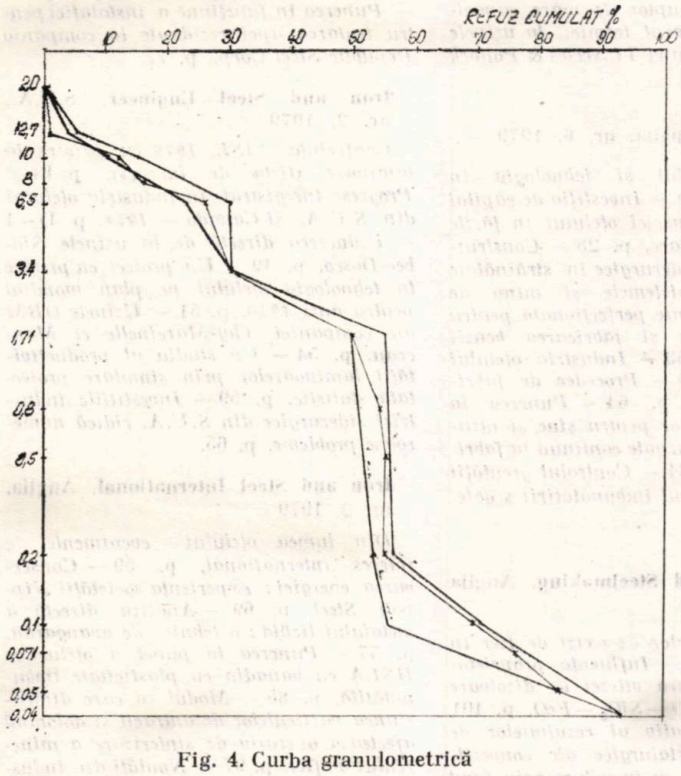


Fig. 4. Curba granulometrică

prezintă datele de intrare corespunzătoare refuzului cumulat succesiv pe fiecare sită granulometrică. Curbele granulometrice trasate de calculator se prezintă în continuare în figura 4. Din analiza acestei curbe granulometrice se constată înscrierea aproape totală a curbei reale între limitele tehnologice de fabricaţie ale produsului cărbunos respectiv.

Operativitatea programelor care rezolvă problemele enunţate mai sus constă în faptul că se pot prelua prin citire directă datele obţinute la analize granulometrice şi prelucra prin programarea matematică elaborată. Fişa granulometrică şi curba corespunzătoare acesteia se pot obţine astfel într-un timp scurt, creînd posibilitatea controlului şarjei şi a corectării dozajelor.

Rezolvarea cu ajutorul calculatorului a acestor probleme ajută deci la urmărirea riguroasă a parametrilor tehnologici şi, implicit, la reducerea timpului de lucru necesar întocmirii manuale a acestora. De asemenea, abordarea aspectelor granulometrice în acestă manieră a condus la creşterea eficienţei activităţii de cercetare în domeniul granulometriilor, problemă majoră în cadrul fabricării produselor cărbunoase.

REVISTA REVISTELOR

Wiadomosci Hutnicze, Polonia, nr. 6, 1979

Oțelul 20H12M1F pentru construirea blocurilor energetice de 360 și 500 MW, p. 204 — *Cilindri de sprijin turnați pentru laminoarele de tablă subțire*, p. 209 — *Tragerea barelor cu profil rotund secționat și semirotund incomplet*, p. 214 — *O nouă cajă universală pentru laminarea profilelor în dublu T cu tălpi late*, p. 220 — *Microscopul cu scanning ISI — — 100*, p. 222 — *Noi norme în siderurgie*, p. 224.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 13, 1979

Aplicarea cunoștințelor de ergonomie la organizarea muncii în industria siderurgică a R.F.G., p. 671 — *Aspecte medicale ale ergonomiei în practica industrială*, p. 675 — *Securitatea muncii, un imperativ obligatoriu al organizării muncii după principii de ergonomie*, p. 680 — *Proiectarea și construirea instalațiilor siderurgice pe baza cunoștințelor de ergonomie*, p. 686.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 14, 1979

Observații asupra creșterii dirijate a fierului la reducerea minereurilor de fier în gazele cu conținut de oxid de carbon, p. 715 — *Măsuri metalurgice pentru desulfurarea oțelului prin procedeul de reacție cu zgură*, p. 725 — *Supravegherea lubrifierii în lingotieră la turnarea continuă a oțelului*, p. 737 — *Supravegherea continuă a structurii la răcirea în trecere a benzilor la rece din oțel inoxidabil, magnetizabil prin măsurări de remanență*.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 7, 1979

Noi procedee de tratament termic al tablelor și benzilor, p. 241 — *Contribuții la estimarea efectului de tratament termic de regenerare la elementele de construcție din oțeluri refractare solicitate în exploatare*, p. 245 — *Cinetica proceselor în timpul nitrurării în gaze*, p. 249 — *Proprietățile mecanice ale oțelurilor mangan-nichel cu conținut redus de carbon*, p. 253 — *Influența primei etape de revenire asupra proprietăților mecanice ale oțelului călit, cu un grad mare de carburare* p. 257 — *Influența transformărilor martensitice de fază asupra dependenței de temperatură a rezistenței electrice a aliajelor fier-cobalt*, p. 261 — *Cercetarea sensibilității la călire a aliajelor AlZn (2,4%) Mg (X) prin măsurarea microdurității*, p. 264 — *Încercarea la sensibilitate la rupere a epruvetelor cilindrice crestate*, p. 267 — *Contribuție la fabricarea oțelurilor inoxidabile austenitice Cr—Ni, cu conținuturi de carbon ⩽ 0,03%, prin procedeul de decarburare cu argon-oxigen*, p. 275.

Steel Times, Anglia, nr. 4, 1979

Perfecționările înregistrate în tehnica cuptoarelor, p. 254 — *Îmbunătățirile înregistrate la orificiile de turnare ale cuptorului electric cu arc*, p. 270 — *Cuptor combinat utilizat la reîncălzirea țaglelor, blumurilor și sleburilor*, p. 280 — *Încălzirea suplimentară a cuptoarelor adînci*, p. 288 — *Cuptoare de reîncălzire și tratament termic pentru instalația de fabricare a osiilor de cale ferată*, p. 294 — *Noile cuptoare rotative utilizează căptușelile cu fibră de ceramică*, p. 295 — *Instalarea unui cuptor de mare capacitate pentru tratament termic, la uzinele Oldbury ale companiei Ti Accles & Pollock Ltd.*, p. 296.

Steel Times, Anglia. nr. 6, 1979

Vitkovice — Oțelul și tehnologia în Cehoslovacia, p. 10 — *Investiția de capital și dezvoltarea indusriei oțelului în țările în curs de dezvoltare*, p. 28 — *Construirea unei uzine siderurgice în străinătate — Organizarea, sistemele și mina de lucru*, p. 43 — *Linie perfecționată pentru fișierea rulourilor și fabricarea benzii PRO—ECO*, p. 53 — *Industria oțelului în Japonia*, p. 59 — *Procedee de fabricare a oțelului*, p. 64 — *Punerea la punct a materialelor pentru șine și utilizarea blumurilor turnate continuu la fabricarea șinelor*, p. 84 — *Controlul greutății lingourilor în scopul îmbunătățirii scoaterii*, p. 91.

Ironmaking and Steelmaking, Anglia nr. 3, 1979

Reducerea peletelor de oxizi de fier în pat mobil, p. 93 — *Influența proprietăților varului asupra vitezei de dizolvare în zgurele de $CaO-SiO_2-FeO$*, p. 101 — *Studiu comparativ al rezultatelor de funcționare și metalurgice ale convertizoarelor cu oxigen cu insuflare prin fund și prin partea de sus, la uzina Gary*, p. 110 — *Va apărea oare o nouă tehnologie în ceea ce privește convertizorul cu oxigen?* p. 114 — *Studiu comparativ al mașinilor de turnare continuă cu fir drept și curb, pentru producerea sleburilor*, p. 123 — *Analiză pe baza metodei elementelor finite a umflării provocate de fluaj în sleburile de oțel turnate continuu*, p. 131.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 1, 1979

Laminoarele de la compania China Steel Corp., p. 25 — *Aspecte teoretice și experiența practică cu răcitoarele de la furnale*, p. 30 — *Echipament electric pentru mașini de turnare continuă*, p. 35 — *Un studiu al utilizării schimbătoarelor de căldură ale băii de acid în operațiile de decapare ale oțelului inoxidabil*, p. 46 — *Deteriorarea suprafeței cilindrilor de lucru din fontă cu crustă indefinită în cajele primare ale trenului finisor al laminorului pentru benzi la cald*, p. 51 — *Fabricarea oțelului prin insuflarea oxigenului, în S.U.A. și Canada*, p. 61 — *Noile instalații ale companiei Armco reduc conținutul de sulf*, p. 63 — *O nouă carieră de minereu superior a companiei National Steel pentru divizia Great Lakes Steel*, p. 65 — *Considerații de bază privitoare la selectarea schimbătoarelor de căldură utilizate la fabricarea oțelului*, p. 67 — *Reducerea cheltuielilor în scopul promovării sistemelor de epurare a gazelor de furnal și de la convertizorul cu insuflare de oxigen*, p. 71 — *Punerea în funcțiune a instalației pentru tratarea apei reziduale la compania Republic Steel Corp.*, p. 77.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 2, 1979

Conferința AISE 1979 cu privire la laminare (lista de lucrări), p. 13 — *Progrese înregistrate în industria oțelului din S.U.A. și Canada — 1978*, p. D—1 — *Reducerea directă de la uzinele Sidbec-Dosco*, p. 49 — *Un proiect cu privire la tehnologia oțelului pe plan mondial pentru anii 1980*, p. 51 — *Uzinele OBM ale companiei Thy-Marcinelle et Monceau*, p. 54 — *Un studiu al productivității laminoarelor prin simulare proiectată statistic*, p. 59 — *Investițiile industriei siderurgice din S.U.A. ridică numeroase probleme*, p. 65.

Iron and Steel International, Anglia, nr. 2, 1979

Din lumea oțelului — evenimente de interes internațional, p. 59 — *Conservarea energiei: experiența societății Nippon Steel*, p. 69 — *Analiza directă a metalului lichid: o tehnică de avangardă*, p. 77 — *Punerea la punct a oțelurilor HSLA cu vanadiu cu plasticitate îmbunătățită*, p. 85 — *Modul în care dimensiunea particulelor de antracit și dolomită afectează operația de sinterizare a minereului de fier*, p. 97 — *Noutăți din industrie: uzine, instalații, echipamente și procedee*, p. 107.

Revue de Métallurgie, Franța, nr. 5, 1979

Estimarea temperaturilor de funcționare a rulmenților de antifricțiune în cilindrii de sprijin de la laminoare, p. 293 — *Dezvoltarea forjării la rece, sursă de economie de energie și de material*, p. 305 — *Posibilitatea de suprimare a recoacerii de nodulizare la piesele forjate la rece*, p. 323 — *Recoacerea de joasă temperatură a fontelor maleabile*, p. 333 — *Călirea la presă a aliajelor de aluminiu. Aplicarea la cazul unui aliaj Al—Si—Mg: 6005 A*, p. 343 — *Recoacerea rapidă a alamelor*, p. 355.

La metallurgia italiana, Italia, nr. 1, 1979

Creșterea vitezei de solidificare la turnarea continuă a oțelului, cu ajutorul injectării de pulberi metalice în lingotieră, p. 1 — *Influența tipului și a distribuirii incluziunilor asupra prelucrabilității oțelurilor inoxidabile austenitice de prelucrabilitate mărită*, p. 10 — *Utilizarea oligoelementelor în adaos la aluminiu, în calitate de agenți de afinare*

a grăunților austenitici din oțelurile aliate pentru construcții, p. 16 — *Influența pământurilor rare asupra comportării la cald a oțelurilor inoxidabile feritice*, p. 22.

La metallurgia italiana, Italia, nr. 2, 1979

Aspecte electrochimice ale coroziunii sub tensiune a oțelurilor inoxidabile austenitice în soluții de politionat de potasiu, p. 49 — *Influența retopirii electrice sub zgură asupra temperaturii de tranziție și asupra fragilității de revenire a oțelurilor pentru rotoare cu NiCrMoV*, p. 53 — *Coroziunea intergranulară a alamei cu aluminiu în medii clorurate*, p. 57 — *Spectroscopia ultrasonică: stadiul acestui domeniu și unele utilizări*, p. 61.

La metallurgia italiana, Italia, nr. 3, 1979

Efectul cuprului și al nichelului asupra caracteristicilor oțelurilor pentru table normalizate cu C—Mn cu carbon scăzut, utilizate la temperaturi scăzute, p. 89 — *Tratamentele termice sub vid: evaluări critice pentru o utilizare corectă a acestora*, p. 94 — *Utilizarea combinată a încercărilor nedistructive la materialele pentru aeronautică*, p. 101 — *Determinarea tensiunilor interfaciale solid-lichid. Aspecte teoretice și metalurgice*, p. 106.

La metallurgia italiana, Italia, nr. 4, 1979

Microstructura și proprietățile mecanice ale tablelor obținute prin călire directă, p. 129 — *Utilizarea arzătoarelor auxiliare la cuptoarele electrice cu arc pentru oțelărie*, p. 140 — *Cuve din beton precomprimat pentru centrale nucleare. Oțelurile pentru precompresiune*, p. 145 — *Supratețe dendritice pentru captatoare solare de înaltă temperatură*, p. 154.

C.I.T., Franța, nr. 4, 1979

Studiul cantitativ al rețelei macroscopice pentru trei tipuri de cocs brichete, p. 507 — *Laminoarele de la S.A.F.E. Modernizări efectuate în 1975 și 1976*, p. 523 — *Racordarea unui spectrometru ARL 31 000 la un calculator Siemens 320*, p. 535 — *Economiile de energie și de materii prime în laminarea oțelului*, p. 545 — *Aspecte fundamentale ale desulfurării fontei și oțelului cu ajutorul magneziului sau calciului și al compușilor săi. Studiu bibliografic al aspectelor de echilibru și de cinetică*, p. 559 — *Rezistența la oboseală o oțelurilor cu limită înaltă de elasticitate*, p. 597 — *Efectele metalurgice ale tratamentelor termice aplicate după sudare*, p. 615 — *Ultrasunetele în siderurgie*, p. 633

C.I.T., Franța, nr. 5, 1979

Studiul relațiilor între ciclul de încărcare, temperatura sub șarjă și bilanțul de zinc, p. 667 — *O măsură adecvată pentru reducerea consumului de electrozi din grafit la cuptoarele cu arc*, p. 677 — *Tratamente ale efluenților de la laminoarele la rece*, p. 685 — *Caracterul specific al producției și al consumului de electricitate în siderurgie*, p. 693 — *Studiul sensibilității la fisurare a oțelurilor turnate continuu cu ajutorul încercărilor de ductilitate la cald*, p. 705 — *Efectul traiectoriilor de deformare asupra curbelor limită de ambutisare. Studiul influenței microstructurii asupra acestui efect*, p. 721 — *Evaluarea pirometrelor optice și prezentarea mijloacelor de etalonare pentru laborator de la IRSID*, p. 745 — *Gazificarea cocsului în furnal*, p. 755 — *Tratamentul sub vid al oțelului lichid*, p. 765.

Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 483, 1979

Țările în curs de dezvoltare și aluminiul, p. 153 — *Elveția: Comerțul exterior cu aluminiu în 1977—1978 (aluminiu brut și semifabricate)*, p. 162 — — *Bauxita în lume*, p. 164 — *Progrese recente și perspectivele de viitor în domeniul aliajelor de aluminiu*, p. 169 — *Conductori din aliaje de aluminiu în rețeaua de transport belgiană*, p. 187 — *Un nou dispozitiv de încercare la oboseală a cablurilor de transport pentru energie electrică*, p. 195.

Revue de l'Aluminium, Franța, nr. 484, 1979

Industria aeronautică și spațială, o industrie al cărei dinamism nu se dezminte, p. 199 — *Programul spațial și industria spațiului*, p. 205 — *Nașterea unei industrii a aluminiului în Dubai*, p. 209 — *Un produs în serviciul construcțiilor aeronautice: „tablele groase"*, p. 233.

Fonderie, Franța, nr. 390, 1979

Utilizarea conductelor de căldură la o turnătorie sub presiune, p. 197 — *Dezvoltarea unui nou aliaj de turnătorie. Fonta maleabilă cu grafit sferoidal*, p. 205 — *Utilizarea micrografiei pentru determinarea conținutului de oxigen în cupru*, p. 222.

La Fonderia Italiana, Italia, nr. 4, 1979

Observații tehnice, economice și ecologice privind procedeele, utilizînd rășini cu autoîntărire, p. 89 — *Dezvoltarea conceptiei și comenzii cubiloului*, p. 95 — *Aditivi rationali de dezvoltare pentru amestecurile destinate turnării la crud*, p. 106.

La Fonderia Italiana, Italia, nr. 5, 1979

Titanul și bariul în fonte, p. 117 — *Aluminiul electrotehnic*, p. 127 — *Căptușeli refractare pentru cuptoare de inducție și cu creuzet pentru topirea fontei cenușii*, p. 144 — *Situația actuală a instalațiilor de regenerare în S.U.A.*, p. 145.

Redacția revistei Metalurgia
urează
cititorilor și colaboratorilor săi
LA MULȚI ANI!

INDEXUL ARTICOLELOR APĂRUTE ÎN ANUL 1979

COCS-CĂRBUNOASE

Considerații privind corelația dintre punctul de înmuiere al smoalelor speciale și viscozitatea dinamică determinată la diferite temperaturi (nr. 5). 213
Influența proceselor de fabricație asupra calității blocurilor catodice (nr. 8) 396
Model matematic privind optimizarea densității unui amestec granular, cu aplicație la fabricarea blocurilor catodice (nr. 5) 217
Modelarea matematică a procesului de descompunere termică a smoalei și stabilirea unor corelații între caracteristicile fizice ale acesteia (nr. 7) 346
Reactivitatea termodinamică a unor cocsuri față de vaporii de apă și bioxidul de carbon (nr. 10—11) 551
Studii și cercetări efectuate în vederea stabilirii corecte a calității masei carbonice pentru electrozi continui (Söderberg) (nr. 2) 52
Utilizarea calculatorului electronic la urmărirea granulației produselor cărbunoase (nr. 12) . . . 619

AGLOMERARE — FURNALE

Cercetări privind îmbunătățirea calității aglomeratului folosind varul ca intensificator al procesului de aglomerare (nr. 2) 49
Cercetări și experimentări asupra comportării plăcilor de oxid de beriliu (BeO) la temperaturi înalte și asupra încălzirii electrice rezistive a furnalului (nr. 12) 569
Etalonarea umidometrelor cu neutroni utilizate la reglarea automată a cantității de cocs introdus în furnal (nr. 12) 576
Influența modificării cantității relative de zgură asupra consumului specific de cocs (nr. 4) 157
Metodă de lucru pentru studierea în laborator a cineticii proceselor de reducere în furnal (nr. 9) . . . 437
Stadiul actual al procedeului HYL de reducere directă (nr. 8) 381

METALURGIE NEFEROASĂ EXTRACTIVĂ

Calculul diagramei de echilibru In-Sb (nr. 1) 15
Cercetări asupra proprietăților termodinamice ale topiturilor din sistemul Cu_2S-FeS-PbS (nr. 3) 131
Considerații privind prelucrarea minereurilor sulfuroase de cupru prin procedee pirometalurgice continue (nr. 6) 310
Contribuții la cercetarea proceselor de oxidare a concentratelor complexe de cupru și nichel (nr. 12) 614
Dependența conținutului de cupru în zgure de tensiunea interfazică (nr. 7) 350
Determinarea experimentală a rezistivității electrice a prafurilor din metalurgia neferoasă (nr. 1) . . 20
Determinarea experimentală a punctului de rouă la gazele din metalurgia neferoasă (nr. 2) . . . 92
Limitele coalescenței particulelor de mată dispersate în volumul zgurei lichide (nr. 6) 299
Procedeu hidrometalurgic pentru extragerea Mg, Ni și Co (nr. 2) 78
Sistem de ventilație la capătul de șarjare a benzii de aglomerare a concentratelor plumbo-zincoase (nr. 9) 475

OȚELURI. ELABORARE, PROPRIETĂȚI, UTILIZARE

Aspecte privind comportarea oțelurilor cu granulație fină la sudare (nr. 10—11) 509
Cercetări privind prelucrabilitatea prin așchiere a oțelului 41MoCl1 supus diferitelor tratamente termice (nr. 1) 5
Cercetări asupra rezistenței la oboseală a oțelurilor criogenice 10Ni35 și 12Ni90 (nr. 4) 176
Considerații cu privire la evaluarea caracteristicilor de fluaj ale produselor din oțeluri termorezistente (nr. 4) 172
Contribuții la creșterea nivelului calitativ al produselor laminate la cald (nr. 4) 163
Influența proporției de austenită reziduală asupra proprietăților oțelurilor pentru rulmenți (nr. 4) 186
Model matematic de stabilire a dependenței dintre carbonul și temperatura băii din convertizor în timpul suflării finale cu oxigen (nr. 8) . . . 391
Motoare liniare de inducție în procesul de turnare continuă a oțelului (nr. 7) 329
Studiul degradării oțelului termorezistent 12H1MF prin metode magnetice (nr. 7) 333
Studiul rezistenței de rupere la cald a oțelurilor de marca 13CN35 și Rul 2 (nr. 8) 393

DEFORMĂRI PLASTICE

Analiza posibilităților de apreciere a capacității de ambutisare a tablelor subțiri pentru caroserii auto (nr. 2) 88
Cercetări privind influența ecruisării asupra proprietăților fizice și mecanice ale oțelurilor pentru osii de locomotivă (nr. 6) 273
Cercetări privind capacitatea de ambutisare a tablelor subțiri (nr. 6) 376
Cercetări privind tragerea țevilor la rece pe dorn oscilant, cu ajutorul ultrasunetelor (nr. 6) 283
Considerații cu privire la temperatura de sfîrșit a deformării plastice, viteza de răcire după laminare și influența acestora asupra structurii barelor laminate (nr. 2) 57
Considerații privind deformarea viscoplastică a țevilor în procesul de tragere rapidă (nr. 2) . . . 60
Considerații cu privire la calitatea produselor din aliaje de aluminiu deformabile (nr. 10—11) . . . 543
Corecțiile de aliaj pentru aparatele nucleare de măsurare în flux continuu a grosimilor laminatelor (nr. 3) 109
Criterii de apreciere a curgerii metalului deformat și influența acesteia asupra volumului bavurii (nr. 10—11) 539
Influența materiilor prime asupra durabilității cablurilor din oțel (nr. 7) 325
Interdependența dintre coroiajul convențional și coroiajul echivalent la forjarea oțelurilor de construcție și a oțelurilor ledeburitice (nr. 7) 350
Metode de răcire a benzilor laminate la cald (I) (nr. 9) 455
Metode de răcire a benzilor laminate la cald (II) (nr. 10—11) 514
Optimizarea procesului de deformare a unor pelicule protectoare realizate cu ajutorul jetului de plasmă (nr. 1) 11
Preocupări cu privire la îmbunătățirea calității sirmelor din cupru destinate obținerii de conductoare emailate (nr. 3) 127
Prese de forjare liberă cu acționare hidraulică. Considerații privind sistemul de acționare și cadrul de forjare (nr. 7) 367
Simularea laminării la cald a benzilor din oțel inoxidabil austenitic 18 Cr-10 Ni prin încercarea de răsucire la cald (nr. 12) 580
Studii și cercetări asupra răcirii dirijate a benzilor laminate la cald (nr. 3) 137
Studii și cercetări cu privire la curgerea materialului în bavură, la matrițarea deschisă (nr. 9) . . 469
Studiul procesului de întindere continuă a benzilor din aluminiu și aliaje de aluminiu pe o instalație specială (nr. 2) 67
Studiul parametrilor energetici și de forță la laminarea unor profile fasonate (nr. 3) 105

Studiul variației adîncimii stratului decarburat în procesul de laminare la cald la oțelul de marcă OLC 45 Q, utilizat la fabricarea organelor de asamblare prin procedeul de deformare la rece (nr. 9) 442

Un deceniu de experiențe tehnologice și de producție ale celui mai nou laminor de țevi fără sudură din Polonia (laminor cu banc împingător) (nr. 9) 446

Utilizarea tehnologiilor de extruziune în atelierele de forjă cu dotare clasică (nr. 10—11) 547

TURNĂTORIE

Aplicarea postmodificării în formă în cazul turnării de piese din fontă cu grafit nodular cu structură feritică obținută direct din turnare (nr. 12) 585

Bare din fontă turnate continuu — semifabricate cu multiple aplicații în construcția de mașini-unelte (nr. 6) 306

Cercetări privind comportarea unor fonte la temperaturi înalte (nr. 5) 233

Cercetări privind fabricarea fontelor cu grafit vermicular (nr. 6) 290

Cercetări privind influența alierii cu sulf, plumb sau seleniu asupra subproceselor de deformare plastică și microfisurarea în zona de contact piesă-sculă la așchierea fontelor albe (nr. 7) . . . 354

Cercetări privind îmbunătățirea etanșeității chiulaselor turnate din fontă cenușie (nr. 8) 403

Cercetări privind schimbarea proprietăților fontelor albe prin aliere cu cupru (nr. 10—11) . . . 535

Cercetări experimentale referitoare la formarea și turnarea în cîmp magnetic cu model nepersabil (nr. 12) 599

Considerații privind durabilitatea cupelor folosite la mașinile de turnat fontă pe bandă (nr. 2) . . 70

Contribuții la îmbunătățirea calității liantului de turnătorie Covasil (nr. 8) 399

Experimentări privind postmodificarea în formă în cazul fontei cu grafit nodular cu structură feritică obținută direct din turnare (nr. 9) . . 477

Instalație de formare în cîmp magnetic (nr. 10—11). . 529

Modele modulizate pentru turnarea pieselor de mașini-unelte grele (nr. 5) 239

Modificarea proprietăților fontelor albe prin aliere cu sulf, plumb și seleniu (nr. 6) 296

Rezistența la oboseală a fontelor cu grafit nodular brut turnate, la solicitarea de întindere-compresiune (nr. 12) 592

Stabilirea parametrilor tehnologici la turnarea oțelurilor cu microrăcitori (nr. 12) 603

Studiul cristalizării fontelor albe mediu aliate cu crom și vanadiu (nr. 8) 408

Turnarea continuă și semicontinuă a cuprului și aliajelor sale (nr. 10—11) 555

Unele considerații privind tehnologia de turnare și domeniile de utilizare a fontelor aliate cu crom-cupru (nr. 2) 85

Unele considerații privind formarea la crud a carcaselor de motoare electrice și accesoriilor la presiuni înalte (I) (nr. 10—11) 525

Unele considerații privind formarea la crud a carcaselor de motoare electrice și a accesoriilor la presiuni înalte (II) (nr. [illegible]

Utilizar[illegible]

METALURGIE FIZICĂ. TRATAMENTE TERMICE. STUDIUL METALELOR

Cercetări privind tratamentul termic al țevilor sudate pentru conducte (nr. 3) 113

Cercetări experimentale privind legătura dintre microstructură și frecarea internă în fontele cenușii și cu grafit nodular (nr. 3) 121

Cercetări asupra transformărilor structurale și proprietăților straturilor superficiale ale oțelurilor de scule prelucrate prin eroziune electrică (nr. 5) 250

Cercetări experimentale privind stabilirea variației durității pe secțiunea pieselor tratate termic, pe baza curbelor de călibilitate (nr. 7) . . . 340

Comparație între rezultatele obținute prin calcul și cele obținute experimental în cazul călirii oțelului (nr. 8) 420

Criterii de eficiență tehnico-economică pentru stabilirea tratamentelor termochimice aplicate roților dințate (nr. 3) 119

Influența regimului de lucru la matrițarea lichidă și a tratamentelor termice asupra microstructurii și proprietăților unor aliaje neferoase (nr. 4) 182

Metodă de evaluare a punctajului incluziunilor nemetalice din oțeluri, prin interpretarea cantitativă a STAS 5949—65, cu ajutorul analizorului de imagine tip Quantimet — 720 (nr. 8) . . 413

Studiul posibilității aplicării tratamentului termomecanic la oțelul slab aliat cu mangan și microaliat cu vanadiu (nr. 5) 220

Transformări structurale în domeniul austenitic în oțelurile de construcție microaliate (nr. 10—11) . . 501

Tratamentul termic prin inducție al țevilor inoxidabile laminate și trase la rece (nr. 1) 9

Unele observații privind influența structurii în benzi asupra carburării (nr. 4) 195

COROZIUNE. PROTECȚIA SUPRAFEȚELOR

Aliaje rezistente în gaze la temperaturi ridicate (nr. 1) 28

Aliaje ternare fier-crom-nichel depuse galvanic din electroliți de cloruri și sulfați (nr. 6) 303

Aliaje rezistente la soluții de electrolit (nr. 9) . . . 484

Comparație între operația de nitrurare gazoasă și operația de cianizare în cazul oțelului OLC 45 (nr. 5) 247

Determinarea naturii fazelor straturilor borizate (nr. 2) 82

Obținerea aliajelor ternare fier-crom-nichel pe cale electrolitică (nr. 5) 242

Rezistența la coroziune a aliajelor fier-crom-nichel depuse galvanic (nr. 9) 472

Termodinamica și cinetica formării carburilor și carbonitrurilor la cementarea cu carbon și azot (nr. 4) 191

MATERIALE ȘI PRODUSE REFRACTARE

Cercetarea compușilor minerali și rezistența mecanică a pastelor normale de ciment refractar spinelic în timpul hidratării și arderii lor (nr. 3) 115

Cercetarea rezistenței mecanice și a structurii mineralogice în timpul hidratării și arderii unor betoane refractare pe bază de ciment spinelic ALICEM-M (D_{2x}) (nr. 4) 167

Considerații teoretice asupra prafurilor pentru turnarea continuă a oțelului (nr. 5) 225

Contribuții la sistematizarea utilizării argilelor în industria refractară (nr. 1) 35

Determinarea temperaturii optime de calcinare a concentratelor de disten indigene în vederea stabilizării termice a acestora (nr. 3) 134

Mortare refractare cu întărire la aer, pe bază de liant fosfatic (nr. 2) 73

[illegible]nele aspecte privind determinarea conductivității termice a plăcilor termoizolatoare antiretasură românești (nr. 7) 337

METALURGIA PULBERILOR

Măsurarea cîmpului magnetic la saturație și determinarea factorului 4 πσ, metodă modernă de control al calității aliajelor dure sinterizate (nr. 4) 199

Valorificarea superioară a unor deșeuri prin procedee ale metalurgiei pulberilor (nr. 1) 20

PROBLEME GENERALE

Determinarea rapidă semicantitativă a cobaltului în oțeluri cu ajutorul stiloscopului (nr. 9) . . 466

Din istoria metalurgiei la români în secolul al XX-lea (nr. 5) 258

Folosirea aliajelor de aluminiu sudate în construcția navelor (nr. 3) 145

Îmbunătățirea proceselor termice în cuptoarele tip cameră pentru forjă, utilizînd încălzirea prin boltă (nr. 8) 418

Încălzirea prin boltă, element modern în construcția cuptoarelor de încălzire (nr. 6) 280

Începuturile producției de fontă în împrejurimile Hunedoarei (I) (nr. 4) 205

Stabilirea planului optim de producție al unei întreprinderi siderurgice cu ajutorul jocurilor strategice (nr. 10—11) 520

Studii privind folosirea procedeului de metalizare în jet de plasmă la încărcarea fusurilor de arbori (nr. 1) 25

Unele probleme ale utilizării păcurii grele sulfuroase în cuptoarele de încălzire (nr. 9) 461

INDEX ALFABETIC PE AUTORI 1979

A

Abraham, B. :nr. 4, p. 199
Aloman, A. : nr. 1, p. 15
Adrian, M. : nr. 6, p. 273
Antonescu, I. : nr. 1, p. 11
Armaș, P. : nr. 12, p. 569
Atanasiu, N. : nr. 6, p. 283 ; nr. 10—11, p. 543

B

Barna, V. : nr. 1, p. 23
Berbeciu, M. : nr. 7, p. 329
Berceanu, E. : nr. 12, p. 569
Bidian, D. : nr. 3, p. 121
Bliuc, M. : nr. 3, p. 113
Bohosievici, N. : nr. 1, p. 9 ; nr. 3, p. 113
Bostnceanu, S. : nr. 8, p. 403
Bot, D. : nr. 4, p. 182
Botezan, N. : nr. 3, p. 127
Bratu, C. : nr. 12, p. 603
Budiul, C. : nr. 8, p. 399
Bumaznov, F.T. : nr. 12, p. 614
Butnariu, I. : nr. 12, p. 569

C

Canță, Tr. : nr. 1, p. 25
Carțiș, I. : nr. 5, p. 250
Catrinoiu, C. : nr. 5, p. 220 ; nr. 8, p. 393 ; nr. 9, p. 442
Călueanu, D. : nr. 7, p. 329
Căpățînă, N. : nr. 1, p. 5
Chelu, Gh. : nr. 9, p. 469
Chindler, N. : nr. 4, p. 205
Cioară, Ecaterina : nr. 2, p. 60 ; nr. 10—11, p. 520
Ciobanu, I. : nr. 4, p. 195 ; nr. 5, p. 247 ; nr. 7, p. 340 ; nr. 8, p. 420
Ciucu, I. : nr. 2, p. 67 ; nr. 5, p. 217 ; nr. 7, p. 346 ; nr. 12, p. 619
Ciucu, Victoria : nr. 2, p. 67, nr. 5, p. 217 nr. 7, p, 346 ; nr. 8 p. 396 ; nr. 12, p. 619
Cohn, E. : nr. 8, p. 399
Cojocaru, M. : nr. 3, p. 119
Constantin, Ileana : nr. 2, p. 73
Constantinescu, Maria : nr. 5, p. 242 ; nr. 6, p. 303 ; nr. 9, p. 472
Constantinescu, V. : nr. 1, p. 23
Crăciun, Șt. : nr. 8, p. 408
Crăciunescu, C. : nr. 5, p. 233
Crăciunescu, I. : nr. 2, p. 70

D

Dan, Valeria : nr. 5, p. 213
Darie, D. : nr. 8, p. 403
Dâmboiu, E. : nr. 3, p. 121
Dimitriu, S. : nr. 7, p. 367
Dinescu, L. : nr. 6, p. 290
Dobrescu, Gr. : nr. 2, p. 85
Dobrotă, I. : nr. 7, p. 329
Doniga, Ana : nr. 2, p. 88
Drăgan, I. : nr. 10—11, p. 539
Drăgan, N. : nr. 10—11, p. 501
Dragomir, C. : nr. 3, p. 113 ; nr. 4, p. 167
Drăgulănescu, I. : nr. 4, p. 199
Dulămiță, T. : nr. 3, p. 119
Dumitrescu, C. : nr. 5, p. 213
Dumitrescu, I. : nr. 12, p. 592
Dumitrescu, T. : nr. 12, p. 580

E

Ehrlich, D. : nr. 4, p. 182
Ene, S. : nr. 8, p. 391

F

Firoiu, C. : nr. 1, p. 28 ; nr. 9, p. 484
Fiterău, Victoria : nr. 4, p. 186
Fleșer, T. : nr. 7, p. 333
Florian, E. : nr. 2, p. 92 ; nr. 3, p. 119 ; nr. 4, p. 191

G

Ganovici, I. : nr. 8, p. 413
Gălățeanu, C. : nr. 12, p. 599
Gădea, Suzana : nr. 10—11, p. 501
Gheorghieș, C. : nr. 12, p. 576
Gherasim, S. : nr. 5, p. 247
Gogu, V. : nr. 5, p. 239
Golgoțiu, T. : nr. 1, p. 11
Goraș, Georgeta : nr. 12, p. 599

H

Haltrich, K. : nr. 5, p. 233
Hanganu, Maria : nr. 2, p. 73 ; nr. 3, p. 115 ; nr. 4, p. 167
Hărănguș, Maria : nr. 2, p. 70
H[illegible], P. : nr. 8, p. 426

Iakab, I.: nr. 1, p. 23
Ianc, P.: nr. 10—11, p. 501
Ilca, I.: nr. 3, p. 105; nr. 4, p. 162
Ilie, D.: nr. 10—11, p. 520
Ionescu, C.: nr. 8, p. 399
Iulian, Olga: nr. 5, p. 242; nr. 6, p. 303; nr. 9, p. 472
Ivanoff, Gh.: nr. 10—11, p. 509
Ivănescu, Al.: nr. 8, p. 391

J

Jivan, I.: nr. 9, p. 477; nr. 12, p. 585

K

Kreissl, C.: nr. 1, p. 35

L

Lammert, Fr.: nr. 10—11, p. 539
Lazăr, I.: nr. 4, p. 205
Leibu, M.: nr. 8, p. 408
Luca, Adriana: nr. 5, p. 225
Luca, V.: nr. 3, p. 121; nr. 4, p. 182

M

Macovei, C.: nr. 12, p. 614
Mangiurea, Ileana: nr. 1, p. 28; nr. 9, p. 484
Marghescu, M.: nr. 6, p. 306
Marin, M.: nr. 4, p. 191
Marinescu, C.: nr. 9, p. 461
Marius, T.: nr. 7, p. 325
Mazilu, E.: nr. 4, p. 172
Maximo Benavides, Vargas: nr. 3, p. 131
Miholcă, C: nr. 7, p. 329
Mitelea, I.: nr. 4, p. 176
Mititelu, Tincuța, nr. 5, p. 213
Moldovan, P.: nr. 1, p. 20; nr. 2, p. 92; nr. 6, p. 310; nr. 9, p. 475
Munteanu, A: nr. 4, p. 195; nr. 5, p. 247; nr. 7, p. 340; nr. 8, p. 420

N

Nat, A.: nr. 3, p. 109
Nat, N.: nr. 3, p. 109; nr. 12, p. 576
Nădejde, I.: nr. 1, p. 9; nr. 3, p. 113
Neagu, Rodica: nr. 7, p. 337
Neamțu, V.: nr. 12, p. 576
Nedeff, I.: nr. 10—11, p. 535
Nedelcu, I.: nr. 6, p. 273
Negulici, M.: nr. 6, p. 280; nr. 8, p. 418
Niac, G.: nr. 10—11, p. 551
Nicoară, D.: nr. 2, p. 88
Nicolae, A.: nr. 6, p. 296; nr. 7, p. 354; nr. 10—11, p. 535
Nicolae, P.: nr. 8, p. 426
Niculescu Gr.: nr. 12, p. 592

O

Oprea, Fl.: nr. 6, p. 299
Orban, R.L.: nr. 1, p. 23
Ovezea, I.: nr. 2, p. 88

P

Pálfalvi, A.: nr. 1, p. 20
Parascan, O.: nr. 3, p. 113
Patraș, V.: nr. 8, p. 408
Paulescu, L.: nr. 3, p. 145
Petrescu, A.D.: nr. 5, p. 258
Petri, L.: nr. 3, p. 134
Pilly, N.: nr. 4, p. 157
Pițigoi, B.: nr. 3, p. 137; nr. 9, p. 455; nr. 10—11, p. 514
Pinzaru, V.: nr. 1, p. 9; nr. 3, p. 113
Pammer, Erne: nr. 3, p. 134
Popa, A.: nr. 4, p. 195
Popa, Genoveva: nr. 3, p. 134
Popescu, Mihaela: nr. 6, p. 290
Popescu, V.I.: nr. 7, p. 359; nr. 9, p. 469

Q

Quintero, R.: nr. 8, p. 381

R

Radu, G.: nr. 3, p. 105; nr. 12, p. 580
Reinhorn, Gabriela: nr. 2, p. 52
Rigoreanu, Șt.: nr. 9, p. 477; nr. 12, p. 585
Ripoșan, I.: nr. 8, p. 403

S

Săbău, Teodora: nr. 8, p. 413
Scorțea, Cristina: nr. 4, p. 172
Seceleanu, Ludmila: nr. 12, p. 599
Seceleanu, Tr.: nr. 12, p. 599
Serachitopol, M.: nr. 8, p. 408
Socolescu Ana: nr. 2, p. 78
Socolescu, Gr.: nr. 2, p. 78
Soós, E.: nr. 12, p. 580
Sora, T.: nr. 9, p. 477; nr. 12, p. 585
Spătaru, I.: nr. 2, p. 82
Spârchez, Z.: nr. 1, p. 23
Spoitu, C.: nr. 7, p. 346; nr. 8, p. 396
Staicu, L.: nr. 12, p. 569
Stoian, L.: nr. 9, p. 461
Strungă, V.: nr. 12, p. 576
Surdulescu, M.: nr. 10—11, p. 529
Szabo, L.: nr. 1, p. 23
Szöcs, Ecaterina: nr. 10—11, p. 525; nr. 12, p. 609
Szöcs, Șt.: nr. 10—11, p. 525; nr. 12, p. 609

Ș

Șoit, I.: nr. 12, p. 569
Șontea, S.: nr. 3, p. 145; nr. 4, p. 203
Ștefănescu, D.M.: nr. 6, p. 290; nr. 8, p. 408; nr. 12, p. 592

T

Tărășescu, M.: nr. 8, p. 399
Teodorescu, A.: nr. 5, p. 247; nr. 6, p. 276
Teodorescu, M.: nr. 1, p. 5; nr. 2, p. 88
Teodosiu, C.: nr. 12, p. 580
Tocaci, Lucia: nr. 1, p. 20; nr. 2, p. 92; nr. 6, p. 310; nr. 9, p. 475
Trușculescu, M.: nr. 4, p. 176
Truția, A.: nr. 9, p. 466
Truția, Ath.: nr. 9, p. 466
Trzaska, A.: nr. 9, p. 446

Ț

Țâru, E.: nr. 1, p. 5
Țibea, V.: nr. 6, p. 299; nr. 7, p. 350
Țigănuș, V.: nr. 4, p. 199
Țințăreanu, M.: nr. 10—11, p. 547
Țocu, P.: nr. 2, p. 49; nr. 9, p. 437
Țuclea, D.: nr. 3, p. 115; nr. 3, p. 134; nr. 4, p. 167; nr. 7, p. 337

U

Udvuleanu, Anghelina: nr. 1, p. 5
Urseanu, A.: nr. 2, p. 49
Ursulescu, C.: nr. 2, p. 57

V

Varga, B.: nr. 10—11, p. 555
Varga, L.: nr. 7, p. 333
Vasile, T.: nr. 3, p. 119
Venter, O.: nr. 8, p. 399
Vicol, C.: nr. 9, p. 437
Vlaicu, Gh.: nr. 9, p. 466
Vlad, C.: nr. 10—11, p. 535
Vovc, M.: nr. 5, p. 233

Z

Zamfirescu, D.: nr. 12, p. 509
Zeman, R.: nr. 1, p. 9

ÎNTREPRINDEREA DE ȚEVI REPUBLICA

BUCUREȘTI ● B-dul Muncii nr. 256 ● Telefon 43 09 50

PRODUCE

Țevi din oțel fără sudură laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, cu diametrul exterior pînă la 6 5/8 inci inclusiv :

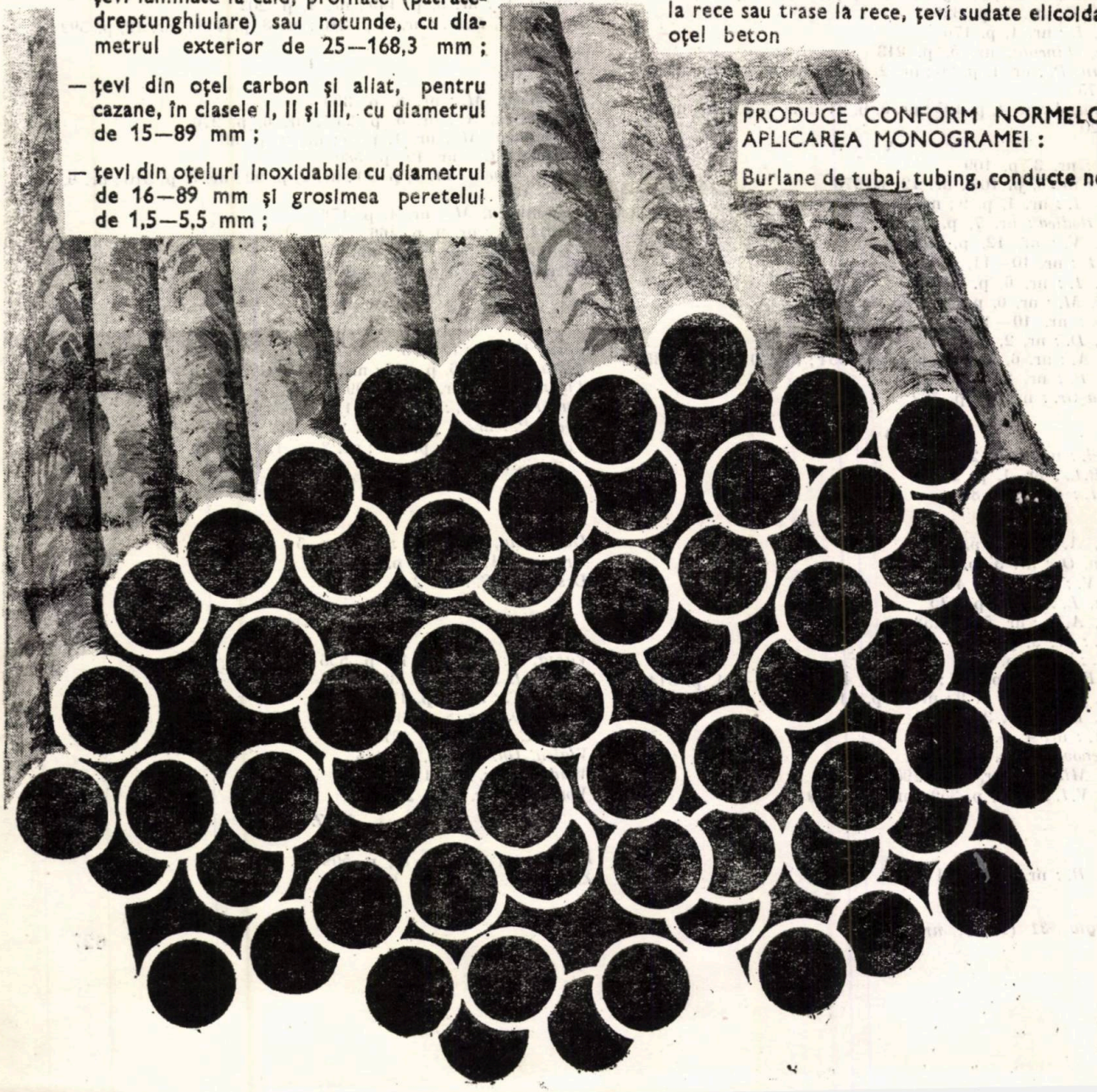
- pentru industria petrolieră : burlane de tubaj, țevi extracție-tubing, prăjini de foraj cu racorduri sudate, conducte
- pentru prospecțiuni geologice : burlane de tubaj, prăjini de foraj, prăjini de antrenare, carotiere
- pentru construcții și construcții de mașini :
  - — țevi trase sau laminate la rece, profilate sau rotunde, cu diametrul exterior de 5—80 mm ;
  - — țevi laminate la cald, profilate (pătrate-dreptunghiulare) sau rotunde, cu diametrul exterior de 25—168,3 mm ;
  - — țevi din oțel carbon și aliat, pentru cazane, în clasele I, II și III, cu diametrul de 15—89 mm ;
  - — țevi din oțeluri inoxidabile cu diametrul de 16—89 mm și grosimea peretelui de 1,5—5,5 mm ;
- pentru conducte magistrale de gaze naturale și țiței, conducte de apă, construcții metalice : țevi sudate elicoidal, cu diametre de 250—1 600 mm și lungimi cuprinse între 6 și 12 m
- pentru construcții, construcții metalice sau construcții de mașini : oțel beton, oțel rotund, sîrmă, cuie

EXPORTĂ

Burlane de tubaj, tubing, conducte petroliere, prăjini de foraj cu racorduri sudate, țevi pentru construcții laminate la cald, laminate la rece sau trase la rece, țevi sudate elicoidal, oțel beton

PRODUCE CONFORM NORMELOR API CU APLICAREA MONOGRAMEI :

Burlane de tubaj, tubing, conducte netede



INSTITUTUL DE CERCETARE STIINTIFICA, INGINERIE TEHNOLOGICA SI PROIECTARE PENTRU SECTOARE CALDE

TECHNOLOGICAL INSTITUTE FOR HOT PROCESSES

formare miezuire turnare
moulding core making casting

deformări plastice
plastic deformation

tratamente termice si termochimice
heat and termochemical treatment

studiul metalelor
metal study

A.
Institutul elaborează la cerere tehnologii, know-how, expertize, studii, proiecte pentru utilaje, instalaţii, linii complexe, secţii şi unităţi industriale, precum şi materiale auxiliare pentru domeniul sectoarelor calde şi acordă solicitanţilor asistenţă tehnică de înaltă calificare.

B.
The institute elaborates on order technologies, know-how, expert appraisements, studies, designs for equipment, installations, complex lines, shops and industrial units, and also auxiliary materials for the hot processing field, and grants to its sollicitors high skilled technical assistance.

SOS OLTENITEI 105 75651 BUCURESTI-ROMANIA
Telefon 83 21 70 Telex 11 798 Calde

C S H

vă oferă

profile laminate din oţeluri carbon calmate şi necalmate, din oţeluri carbon de calitate, aliate şi slab aliate.

● rotunde cu diametrul de 10–180 mm ● cornier 20×20–150×150 mm ● I 18–I 24 ● U 6,5 – U 24 ● late de 20×5–150×20 mm ● benzi laminate la cald de 200×2 – 370×5,5 mm ● ţagle, blumuri pentru forjă, de 70×70 – 400×400 mm ● oţel beton cu profil periodic laminat la cald, oţel beton neted laminat la cald, sîrmă laminată la cald, profile speciale pentru armături de mină, pentru talpa şenilei de tractor etc.

1884 · 1974 C S H 90 ANI

COMBINATUL SIDERURGIC HUNEDOARA